



T.C.
NECMETTİN ERBAKANÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



**A356 ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMINDA
DEMİR DİFÜZYONUNUN AKICILIK,
MEKANİK ÖZELLİKLER VE
MİKROYAPIYA ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Melek DURMUŞ

DOKTORA TEZİ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Haziran,-2025
KONYA
Her Hakkı Saklıdır

TEZ KABUL VE ONAYI

Melek DURMUŞ tarafından hazırlanan “A356 Alüminyum Döküm Alaşımında Demir Difüzyonunun Akıcılık, Mekanik Özellikler ve Mikroyapıya Etkisinin incelenmesi” adlı tez çalışması 27/06/2025 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Necmettin Erbakan Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

İmza

Başkan

Prof. Dr. Murat DİLMEÇ

.....

Danışman

Prof. Dr. Mehmet GAVGALI

.....

Üye

Prof. Dr. Murat MAYDA

.....

Üye

Doç. Dr. Barış GÖKÇE

.....

Üye

Dr. Öğr. Üyesi Mehmet ŞAHBAZ

.....

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu’nun/....../20.. gün ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Havvanur UÇBEYİAY
FBE Müdürü

Bu tez çalışmasının ikinci danışmanlığı Doç. Dr. Murat ÇOLAK tarafından yürütülmüştür.

Bu tez çalışması Necmettin Erbakan Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından 23DR19002 nolu proje ile desteklenmiştir.

TEZ BİLDİRİMİ

Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

DECLARATION PAGE

I hereby declare that all information in this document has been obtained and presented in accordance with academic rules and ethical conduct. I also declare that, as required by these rules and conduct, I have fully cited and referenced all material and results that are not original to this work.

İmza

Melek DURMUŞ

Tarih:

ÖZET

DOKTORA TEZİ

A356 ALÜMİNYUM DÖKÜM ALAŞIMINDA DEMİR DİFÜZYONUNUN AKICILIK, MEKANİK ÖZELLİKLER VE MİKROYAPIYA ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Öğrenci: Melek DURMUŞ

Necmettin Erbakan Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Mehmet GAVGALI
İkinci Danışman: Doç. Dr. Murat ÇOLAK

2025, 174 Sayfa

Jüri

Prof. Dr. Mehmet GAVGALI
Prof. Dr. Murat DİLMEÇ
Doç. Dr. Barış GÖKÇE
Prof. Dr. Murat MAYDA
Dr. Öğr. Üyesi Mehmet ŞAHBAZ

Alüminyum döküm alaşımları, yüksek mukavemetleri, iyi dökülebilirlik özellikleri ve üstün korozyon dirençleri sayesinde otomotiv ve havacılık sektörlerinde yaygın şekilde tercih edilmektedir. Bu alaşımların mekanik performansını (çekme dayanımı, uzama, yorulma ömrü gibi) artırmak için gözeneklilik ve yapısal kusurların en aza indirilmesi büyük önem taşır. Alüminyum alaşımları, üretim sürecinden kaynaklanan veya bilinçli olarak eklenen çeşitli elementler içerebilir. Bu elementler arasında demir, mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkileri olan en zararlı safsızlıklardan biri olarak ön plana çıkar ve miktarı kritik bir rol oynar. Demirin alüminyum içindeki sıvı fazdaki çözünürlüğü yüksek olmasına karşın, katı fazdaki çözünürlüğü oldukça düşüktür. Bu durum, demirin çoğunlukla diğer safsızlıklarla veya alaşımdaki farklı elementlerle intermetalik bileşikler oluşturarak alaşım içerisinde birikmesine yol açmaktadır. Bu tez çalışmasında, alüminyum döküm alaşımlarında demir (Fe) elementinin difüzyon etkisi, döküm sıcaklığı ve sıvı metal temizliği işlemlerinin mekanik özellikler, mikroyapı ve kimyasal bileşim üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Çalışmada A356 alüminyum alaşımı kullanılmış ve deneysel çalışmalar 700°C ve 750°C döküm sıcaklıklarında gerçekleştirilmiştir. Fe difüzyon etkisini incelemek amacıyla sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik çubuklar sıvı metal içine 1, 2 ve 5 saat süreyle daldırılmıştır. Ayrıca bazı numunelere gaz giderme yöntemiyle sıvı metal temizliği uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlara göre; mekanik özelliklerde (sertlik, çekme dayanımı) düşüşe ve mikroyapıda daha iri dentrit oluşumuna neden olmuştur. Fe difüzyonuna bağlı olarak β -AlFeSi ve π -AlFeSiMg gibi kırılgan intermetalik fazların oluştuğu gözlemlenmiş; bu fazların özellikle paslanmaz çelik kullanılan numunelerde daha fazla olduğu belirlenmiştir. Difüzyon süresinin artması da hem intermetalik yapıların hem de gözenek miktarının artmasına yol açmıştır. Kimyasal analizlerde, artan sıcaklık ve süreyle birlikte %Fe oranının yanı sıra paslanmaz çelik kullanımında %Cr ve %Ni oranlarında da artış tespit edilmiştir. XRD ve SEM/EDS analizleri, farklı difüzyon sürelerinin ve sıcaklıkların mikroyapıdaki faz dağılımı üzerinde belirgin etkileri olduğunu ortaya koymuştur. Gaz giderme işlemi gözenekliliği azaltmış, mekanik özellikleri iyileştirmiş, ancak intermetalik faz oluşumu üzerinde sınırlı etki göstermiştir. Sonuç olarak, Al alaşımlarında Fe difüzyonunun dikkatle kontrol edilmesi gerektiği; difüzyon süresi, çubuk tipi ve döküm sıcaklığı gibi parametrelerin, alaşımın mekanik ve yapısal özelliklerini doğrudan etkilediği belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum döküm alaşımları, demir içeriği, geri dönüşüm, intermetalik bileşikler, sıvı metal temizliği.

ABSTRACT

Ph.D THESIS

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF IRON DIFFUSION ON FLUIDITY, MECHANICAL PROPERTIES, AND MICROSTRUCTURE IN A356 ALUMINUM CASTING ALLOY

Melek DURMUŞ

**THE GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE OF
NECMETTİN ERBAKAN UNIVERSITY
THE DEGREE OF DOCTOR OF PHILOSOPHY IN MECHANICAL
ENGINEERING**

**Advisor: Prof. Dr. Mehmet GAVGALI
Second Advisor: Doç. Dr. Murat ÇOLAK**

2025, 174 Pages

**Jury
Prof. Dr. Mehmet GAVGALI
Prof. Dr. Murat DİLMEÇ
Doç. Dr. Barış GÖKÇE
Prof. Dr. Murat MAYDA
Asst. Prof. Mehmet ŞAHBAZ**

Aluminum casting alloys are widely used in the automotive and aerospace industries due to their high strength, good castability, and excellent corrosion resistance. To achieve superior mechanical properties—such as tensile strength, elongation, and fatigue life—it is crucial to minimize porosity and structural defects within the alloy. These alloys may contain various elements either intentionally added or introduced as impurities during the manufacturing process. Among these, iron stands out as one of the most detrimental impurities affecting mechanical performance, with its concentration playing a significant role. Iron exhibits high solubility in the liquid phase of aluminum but has very limited solubility in the solid phase. Consequently, most of the iron in the alloy forms intermetallic compounds by combining with other impurities or alloying elements, rather than remaining in solid solution. In this thesis study, the diffusion effect of iron (Fe) element in aluminum casting alloys, the effects of casting temperature and liquid metal cleaning processes on mechanical properties, microstructure and chemical composition were investigated. A356 aluminum alloy was used in the study and experimental studies were carried out at casting temperatures of 700°C and 750°C. In order to investigate the Fe diffusion effect, plain carbon steel and stainless steel rods were immersed in liquid metal for 1, 2 and 5 hours. In addition, liquid metal cleaning was applied to some samples by degassing method. According to the obtained results; It caused a decrease in mechanical properties (hardness, tensile strength) and coarser dendrite formation in the microstructure. It was observed that brittle intermetallic phases such as β -AlFeSi and π -AlFeSiMg were formed due to Fe diffusion; it was determined that these phases were more in samples using stainless steel. The increase in diffusion time also led to an increase in both intermetallic structures and porosity. In chemical analyzes, along with the increasing temperature and time, an increase in %Fe ratio as well as %Cr and %Ni ratios in stainless steel usage was detected. XRD and SEM/EDS analyzes revealed that different diffusion times and temperatures had significant effects on the phase distribution in the microstructure. Degassing reduced porosity and improved mechanical properties but had minimal impact on intermetallic phases. Thus, controlling Fe diffusion—through time, rod type, and casting temperature—is crucial for optimizing alloy properties.

Keywords: Aluminium casting alloys, iron content, intermetallic compounds, liquid metal cleaning, recycling

ÖNSÖZ

Doktora tezi sürecimde desteğini ve rehberliğini esirgemeyen danışmanım Prof. Dr. Mehmet GAVGALI'ya, Tez izleme sürecinde değerli fikirlerini sunan Prof. Dr. Murat DİLMEÇ ve Doç. Dr. Barış GÖKÇE'ye ve deneysel çalışmaların yürütülmesinde, sonuçların değerlendirilmesinde katkı sağlayan Dr. Emin USLU ve Doç. Dr. Derya DIŞPINAR'a teşekkür ederim. Deney kapsamında laboratuvar imkanlarını sunan Bayburt Üniversitesi, Karamanoğlu Mehmetbey Üniversitesi ve Pamukkale Üniversitesi laboratuvar hocalarıma teşekkür ederim.

Bu zorlu ve uzun akademik yolculukta destekleriyle yanımda olduklarını hissettiren sevgili aileme annem Nezahat ve babam Hüseyin olmak üzere, kardeşlerim Leyla, Rukiye, Gül, Bilal, Muharrem, Muzaffer, Zafer ve Meltem'e teşekkürlerimi sunuyorum. Ayrıca, bu süreçte her zaman yanımda olan arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Tez yazım sürecinde her daim desteğini hissettiren Halil İbrahim KAZICI'ya desteği için ayrıca teşekkür ederim. Son olarak, eğitim hayatım boyunca karşılaştığım tüm zorluklara rağmen yılmadan çalışarak, kararlılıkla emek verdiğim ve bugün geldiğim noktada en büyük katkıyı sunan *kendime* de teşekkür ediyorum.

Melek DURMUŞ
KONYA-2025

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
ABSTRACT	v
ÖNSÖZ.....	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	ix
ÇİZELGELER	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
1.GİRİŞ.....	1
1.1. Alüminyum ve Özellikleri	1
1.2. Alüminyum Üretim Yöntemleri	2
1.3. Alüminyum Alaşımlarının Sınıfları.....	5
1.3.1. Dövme alüminyum alaşımları.....	6
1.3.2. Döküm alüminyum alaşımları.....	6
1.4. Alüminyum Alaşımlarının Döküm Kalitesini Etkileyen Faktörler	9
1.4.1. Alüminyum alaşımlarına alaşım elementi ilavesinin etkisi	11
1.4.2. Alüminyum alaşımlarında sıvı metal kalitesi ve temizliği.....	15
1.4.3. Alüminyum alaşımlarında sıvı metal temizleme yöntemleri	21
1.4.4. Alüminyum alaşımlarında sıvı alüminyum kalite testleri	24
1.4.5. Alüminyum alaşımlarında demir elementinin etkisi.....	25
1.4.6. Alüminyum alaşımlarının mikroyapısında ortaya çıkan intermetalikler	31
1.4.7. Alüminyum alaşımlarında karbon çelik ve paslanmaz çelik kullanımının etkisi ...	36
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI.....	39
3. MATERYAL VE YÖNTEM.....	45
3.1. Materyal.....	45
3.2. Yöntem	45
3.2.1. Ergitme ve kalıpların hazırlanması	48
3.2.2. Dökümlerin incelenmesi	50
3.2.2.1. Vakum altında katılaştırma numuneleri incelenme yöntemi	51
3.2.2.2. K-Mold numunelerini inceleme yöntemi	52

3.2.2.3. Dört kanallı akıcılık numunelerini inceleme yöntemi.....	54
3.2.2.4. Spiral akıcılık numunelerini inceleme yöntemi	55
3.2.2.5. Mekanik test numunelerini inceleme yöntemi	55
3.2.2.6. Mikroyapı inceleme yöntemi	60
3.2.2.7. Kimyasal analiz inceleme yöntemi	61
3.2.2.8. SEM ve EDS inceleme yöntemi	62
3.2.2.9. XRD inceleme yöntemi.....	63
4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA	64
4.1. Kimyasal Analiz Sonuçları	64
4.2. Sıvı metal temizleme sonuçları.....	67
4.3. Akıcılık Testi Sonuçları.....	79
4.4. Mekanik Test Sonuçları.....	99
4.5. Mikroyapı Analiz Sonuçları	110
4.6. SEM Analiz Sonuçları	124
4.7. XRD Sonuçları	137
5.SONUÇLAR	141
6. GENEL DEĞERLENDİRME VE ÖNERİLER.....	143
7. KAYNAKLAR.....	145

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

°C	:Santigrat Derece
µm	:Mikrometre
Al ₂ O ₃	:Alüminyum Oksit
Ar	:Argon
cm	:Santimetre
dev	:Devir
dk	:Dakika
rpm	:Revolutions Per Minute (dakikadaki devir sayısı)
d _n	:Döküm numunenin yoğunluğu
d _s	:Saf suyun yoğunluğu
g	:Gram
H ₂	:Hidrojen
N ₂	:Azot
O ₂	:Oksijen
He	:Helyum
HCl	:Hidroklorik Asit
HF	:Hidroflorik asit
HNO ₃	:Nitrik Asit
K	:K-mold değeri
KCl	:Potasyum Klorür
KF	:Potasyum Florür
kgf	:Kilogram kuvvet
lt	:Litre
m	:Metre
mbar	:Milibar
Mg	:Magnezyum
MgCl ₂	:Magnezyum Klorür
m _h	:Numunenin havadaki ağırlığı
ml	:Mililitre
mm	:Milimetre
MPa	:Megapaskal
m _s	:Numunenin sudaki ağırlığı
NaF	:Sodyum Florür
NaOH	:Sodyum Hidroksit
NH ₃	:Amonyak
W	:Watt
σ	:Gerilme
SO ₂	:Kükürt Dioksit
H ₂ S	:Hidrojen Sülfür
CO	:Karbon monoksit
CO ₂	:Karbon dioksit
H ₂ O	:Su
SiC	:Silisyum Karbür
β	:Beta
α	:Alfa

η	:İta
Δ, δ	:Delta
π	:Pi
θ	: Thita
F	: Fahrenheit

Kısaltmalar

ASTM	:Amerikan Test ve Malzeme Kurumu (American Society for Testing and Materials)
EDS	:Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi
HB	:Brinell Sertlik
LIMCA	:Sıvı Metal Temizlik Analizörü (Liquid Metal Cleanliness Analyser)
PoDFA	:Gözenekli Disk Filtrasyon Analizi (Porous Disc Filtration Apparatus)
PREFIL	:Basınçlı Filtrasyon (Pressure Filtration)
SEM	:Taramalı Elektron Mikroskobu
TA	:Termal Analiz
VAK (RPT)	:Azaltılmış Basınç Testi (Reduced Pressure Tet)
XRD	:X-ışını difraksiyon analiz cihazı
OM	:Optik mikroskop
OES	:Optik Emisyon Spektrometre

ÇİZELGELER

Çizelge 1.1. Alüminyumun genel özellikleri	1
Çizelge 1.2. Birincil ve ikincil alüminyum endüstrilerinin karşılaştırılması	5
Çizelge 1.3. Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması	6
Çizelge 1.4. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması	7
Çizelge 1.5. İntermetalik fazlar	34
Çizelge 3.1. A356 alüminyum alaşımı kimyasal bileşimi	45
Çizelge 3.2. Çelik çubukların kimyasal bileşimi	45
Çizelge 3.3. Deney parametreleri	45
Çizelge 3.4. A356 alaşımı için deney planlaması	46
Çizelge 4.1. Deney numunelerine ait kimyasal analiz sonuçları (% ağı.)	64
Çizelge 4.2. Sıvı metal temizliği olmayan numunelere ait yoğunluk ve gözenek değerleri	69
Çizelge 4.3. Sıvı metal temizliği yapılan numunelere ait yoğunluk ve gözenek değerleri	70
Çizelge 4.4. Kırık yüzeylerden elde edilen K değerleri ve ΔK hesabı	74
Çizelge 4.5. Deney numuneleri sıvı metal ilerleme mesafesi değerleri	86
Çizelge 4.6. Sertlik testi ortalama sonuçları	99

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. a) Alüminyum hurda görünümü, b) boksit cevheri görünümü	2
Şekil 1.2. Alüminyum üretim tekniği.....	3
Şekil 1.3. Bayer Prosesi ve Hall-Héroult Prosesi.....	4
Şekil 1.4. Sıcaklığa bağlı hidrojen çözünürlüğü ve saf alüminyum ile 356 ve 319 alaşımlarının hidrojen çözünürlüğü.....	16
Şekil 1.5. Alüminyum içinde oluşan inklüzyon görselleri.....	18
Şekil 1.6. Oksit film görseli	19
Şekil 1.7. Döner tip gaz giderme metodunun şematik gösterimi	23
Şekil 1.8. Oksit film mikroyapı görüntüsü.....	27
Şekil 1.9. Gözenek çeşitlerinden örnekler	28
Şekil 1.10. F_{crit} demir seviyeleri ile birincil Al katılaşmasını gösteren üçlü Al-Si-Fe faz diyagramı ve 5%Si (x-x'), 7%Si (y-y') ve 9%Si (z-z') alaşımları- 0,8%Fe	29
Şekil 1.11. Sıvı metalin kesitte ilerlemesine dair şematik görüntü.....	30
Şekil 1.12. Alaşım mikroyapısında oluşan çeşitli intermetalikler	32
Şekil 1.13. Al-%5Si-%1Cu-%0.5Mg-(Fe) alaşımlarında tipik morfolojilerini gösteren çeşitli yaygın demir içeren intermetaliklerin fotomikrografları.....	35
Şekil 1.14. a) Birbirine bağlı β -Al ₃ FeSi trombositleri ve b) yazı benzeri α -Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ fazlarının 3 boyutlu rekonstrüksiyonları	36
Şekil 3.1. Döküm deneyleri uygulama prosedürü şematik görüntüsü	47
Şekil 3.2. a) Ergitme ocağı, b) pota ve c) ergiyiğe konulan difüzyon çubuk görseli.....	48
Şekil 3.3. Deneylerde kullanılan deney düzeneği	49
Şekil 3.4. a) Sıvı metal temizleme elemanları ve b) şematik görseli	50
Şekil 3.5. Deneylerden elde edilen numune fotoğraf görüntüsü.....	50
Şekil 3.6. a) Vakum altında katılaştırma cihazı testi ve b) VAK kalıbı.....	51
Şekil 3.7. Arşimet prensibi yoğunluk ölçüm düzeneği	51
Şekil 3.8. RPT numunelerinin dikey olarak kesilmesi.....	52
Şekil 3.9. K-mold kalıbı ve örnek numune	53
Şekil 3.10. a) Dört kanallı akıcılık kalıbı ve b) numune ölçüleri.....	54
Şekil 3.11. a) Spiral akıcılık kalıbı ve b) numune görseli.....	55
Şekil 3.12. a) Mekanik test kalıbı ve b) mekanik test örnek numune	56
Şekil 3.13. Isıl işlem süreci	56
Şekil 3.14. Isıl işlem fırını içerisinde numuneler	57
Şekil 3.15. Çekme çubuklarının işlenmesi.....	57
Şekil 3.16. Çekme test numune görseli.....	58
Şekil 3.17. Sertlik ölçüm cihazı	58
Şekil 3.18. Çekme test cihazı görüntüsü	59
Şekil 3.19. Çekme çubuğu ve kırık numune görseli	59
Şekil 3.20. Mikroyapı numuneleri bakalite alınması ve alınan numune görseli.....	60
Şekil 3.21. a) Zımparalama ve parlatma cihazı, b) optik mikroskop	61

Şekil 3.22. Deney numunelerinin kimyasal bileşiminin belirlendiği spektrometre cihazı görüntüsü.....	61
Şekil 3.23. SEM cihazı fotoğraf görüntüsü.....	62
Şekil 3.24. Çalışmada kullanılan XRD cihazı fotoğraf görüntüsü.....	63
Şekil 4.1. Difüzyon malzemesine bağlı %Fe, %Ni ve % Cr değişimi grafiği	65
Şekil 4.2. Difüzyon süresine bağlı %Fe, %Ni ve %Cr grafiği.....	66
Şekil 4.3. Döküm sıcaklığına bağlı %Fe, %Ni ve %Cr grafiği.....	67
Şekil 4.4. RPT numunelere ait döküm ve kesit yüzey görüntüleri	68
Şekil 4.5. Döküm sıcaklığı ve sıvı metal temizliğinin gözenek oluşumuna etkileri.....	71
Şekil 4.6. Difüzyon süresinin gözenek miktarına etkisi.....	71
Şekil 4.7. Difüzyon malzemesi ve sıvı metal temizliğine, b) döküm sıcaklığı ve difüzyon malzemesine göre gözenek miktarına etkisi.....	72
Şekil 4.8. K mold döküm numunesi örnek görüntüsü.....	73
Şekil 4.9. K-mold kalıbı numunesi kırık yüzey fotoğraf görüntüleri.....	73
Şekil 4.10. Döküm sıcaklıklarında sıvı metal temizliğinin K değerine etkisi.....	75
Şekil 4.11. Difüzyon etkisiyle K değeri	76
Şekil 4. 12. Malzeme etkisiyle elde edilen K değeri.....	76
Şekil 4.13. Sade karbonlu çelik difüzyonu uygulanan döküm numune resimleri.....	80
Şekil 4.14. Paslanmaz çelik difüzyonu uygulanan döküm numune resimleri	81
Şekil 4.15. Sade karbonlu çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği öncesi dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri.....	82
Şekil 4.16. Sade karbonlu çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği sonrası dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri.....	83
Şekil 4.17. Paslanmaz çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği öncesi dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri.....	84
Şekil 4.18. Paslanmaz çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği sonrası dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri.....	85
Şekil 4.19. Döküm sıcaklığına bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafesi ortalamaları, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi ve b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi	88
Şekil 4.20. Sıvı metal temizleme ve döküm sıcaklığının akıcılık üzerinde etkisi, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi	89
Şekil 4.21. Difüzyon süresine bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafesinin ortalama değerleri, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi	91
Şekil 4.22. Değişen şartlarda sıvı metal ilerleme mesafeleri, a) spiral akıcılık kalıbı sıvı metal ilerleme mesafesi ve b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi	92
Şekil 4.23. Sade karbonlu ve paslanmaz çelik kullanımında döküm sıcaklığına bağlı sıvı metal ilerleme mesafeleri, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi	93

Şekil 4.24. Sıvı metal temizliği ve sıcaklığın akıcılık üzerine etkisi, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi	94
Şekil 4.25. Sıcaklık ve kesit kalınlığı arasındaki ilişki	96
Şekil 4.26. Döküm sıcaklığının sertlik üzerine etkisi	100
Şekil 4.27. Difüzyon süresinin sertlik değerine etkisi.....	100
Şekil 4.28. Sade karbonlu ve paslanmaz çelik kullanımında döküm sıcaklığına bağlı sertlik değeri ortalaması	101
Şekil 4.29. Sade karbonlu çelik ile yapılan deneylerin ortalama gerilme değerleri.....	102
Şekil 4.30. Sıcaklık ve sıvı metal temizlik etkisi, a) döküm sıcaklık ortalama değerleri b) döküm sıcaklığı ve temizlik ortalama değerleri	103
Şekil 4.31. Paslanmaz çelik ile yapılan deneylerin ortalama gerilme değerleri	104
Şekil 4.32. Sıcaklık ve sıvı metal temizlik etkisi, a) döküm sıcaklık ortalama değerleri ve b) döküm sıcaklığı ve temizlik ortalama değerleri	105
Şekil 4.33. Malzeme etkisiyle elde edilen ortalama gerilme değerleri	106
Şekil 4.34. Sıcaklık ve difüzyon süresinin malzeme ile etkisi, a) döküm sıcaklığı ve difüzyon malzemesi ve b) difüzyon süresi ve difüzyon malzemesi etkisi	107
Şekil 4.35. Gaz giderme uygulanan numunelerin çekme regrasyon sonuç grafiği.....	108
Şekil 4.36. Gaz giderme yapılmayan numunelerin çekme regrasyon sonuç grafiği.....	109
Şekil 4.37. Referans döküm numunelerine ait farklı büyütmelerde çekilen mikroyapı resimleri.....	111
Şekil 4.38. Sade karbonlu çelik difüzyonlu döküm numunelerine ait 100X mikroyapı resimleri.....	112
Şekil 4.39. Paslanmaz çelik difüzyonlu döküm numunelerine ait 100X mikroyapı resimleri.....	113
Şekil 4.40. Değişen döküm şartlarında kesit kalınlığı değişimi 100X mikroyapı resimleri ..	115
Şekil 4.41. Döküm sıcaklık değişimi 100X mikroyapı resimleri.....	117
Şekil 4.42. Sıvı metal temizliği değişimi 100X mikroyapı resimleri.....	118
Şekil 4.43. Sade karbonlu çelik ile difüzyona maruz bırakılan 100X mikroyapı resimleri...	120
Şekil 4.44. Paslanmaz çelik ile difüzyona maruz bırakılan 100X mikroyapı resimleri.....	121
Şekil 4.45. Döküm numunelerinde ortaya çıkan farklı fazlara ait 200X mikroyapı resimleri	122
Şekil 4.46. Referans döküm numuneleri SEM görüntüleri.....	124
Şekil 4.47. 700°C ve 750°C karbonlu çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı SEM görüntüleri.	125
Şekil 4.48. 700°C ve 750° karbonlu çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı sıvı metal temizliği uygulanan numunelerin SEM görüntüleri.....	126
Şekil 4.49. 700°C ve 750°C paslanmaz çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı SEM görüntüleri.	127
Şekil 4.50. 700°C ve 750°C paslanmaz çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı sıvı metal temizliği uygulanan numunelerin SEM görüntüleri.	128
Şekil 4.51. 700 °C difüzyonsuz referans döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri	131

Şekil 4.52. 750 °C difüzyonsuz referans döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri	132
Şekil 4.53. 700 °C paslanmaz çelik 1 saat difüzyonlu döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri	133
Şekil 4.54. 750 °C paslanmaz çelik 1 saat difüzyonlu döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri	134
Şekil 4. 55. 700 °C paslanmaz çelik 2 saat difüzyonlu döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri	135
Şekil 4. 56. 750 °C paslanmaz çelik 2 saat difüzyonlu döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri	136
Şekil 4.57. 700 °C dökülen referans numuneye ait XRD analizi sonucu	137
Şekil 4.58. Karbonlu çelik ile 5 saat difüzyon sonrası 750 °C dökülen numuneye ait XRD analizi sonucu	138
Şekil 4.59. Karbonlu çelik ile 5 saat difüzyon sonrası 750 °C dökülen numuneye ait XRD analizi sonucu	138

1.GİRİŞ

1.1. Alüminyum ve Özellikleri

Saf alüminyum, hafif mavimsi beyaz renkte bir metaldir. Periyodik tablodaki sembolü "Al"dir. Atom numarası 13 olan alüminyumun atomik ağırlığı 26,981 g/mol'dür. Değerlik elektron sayısının üç olması nedeniyle, alüminyum genellikle kararlı bileşikler oluşturmaktadır (Meshram ve ark., 2021).

Alüminyum yeryüzünde oksijen ve silisyumdan sonra en bol bulunan üçüncü elementtir ve dünya kabuğunun yaklaşık %8'ini oluşturmaktadır. Ancak alüminyumun doğada saf halde bulunmaması endüstriyel çapta üretimini geciktirmiştir. Oksijen afinitesinin yüksek olması nedeniyle, alüminyum metalik formda değil, genellikle oksit veya diğer bileşikler halinde doğada bulunur (Votano ve ark., 2004).

Alüminyumun ilk kez 1807 yılında Sir Humphry Davy tarafından oksit formundan ayrıştırılarak elde edildiği bilinmektedir. Ancak, endüstriyel üretimi 1886 yılında Charles Martin Hall ve Paul T. Heroult'un birbirlerinden bağımsız olarak geliştirdikleri elektroliz yöntemi ile mümkün olmuştur (Ankara Alüminyum Sanayicileri Derneği, 2003).

Alüminyum, oluşturduğu bileşikler kararlı olduğu için 1808 yılına kadar tanımlanamamıştır. Boksit, alüminyum metali için en önemli ham madde olarak kabul edilmekte olup, ilk olarak Fransa'da keşfedilmiştir. Boksit cevheri, alüminyum oksit (Al_2O_3) içeriği yüksek olan bir mineraldir ve günümüzde alüminyum üretiminde temel kaynak olarak kullanılmaya devam etmektedir (Tabereaux ve ark., 2014). Alüminyum elementinin genel özellikleri aşağıdaki Çizelge 1.1'de verilmiştir.

Çizelge 1.1. Alüminyumun genel özellikleri

Özellik	Özgül ağırlık	Ergime sıcaklığı	Kaynama sıcaklığı	Elastisite modülü	Çekme gerilmesi	% Uzama
Al	2,70 g/cm ³	660 °C	2519 °C	70 GPa	40-90 MPa	% 30-40

Alüminyum, yeryüzünde en yaygın bulunan metallere biri olup, demir ve çelikten sonra en çok kullanılan ikinci metal konumundadır. Elektroliz yönteminin bulunmasıyla birlikte alüminyum üretimi artmış ve yıllık üretim miktarı 13 tondan 21 milyon tonun üzerine çıkmıştır (Ankara Alüminyum Sanayicileri Derneği, 2003).

Saf alüminyumun hafifliği, kolay işlenebilirliği, elektrik iletkenliği, mekanik dayanımı ve korozyona karşı dirençli olması gibi nedenlerle tercih edilmektedir. Özellikle genç ve ileri teknolojilerde yaygın kullanım alanı bulmaktadır. Alüminyumun bu avantajları, ulaşım, inşaat, havacılık, elektrik-elektronik ve ambalaj sanayisinde yaygın olarak kullanılmasını sağlamaktadır. Alüminyum, saf olarak kullanılabilmesinin yanı sıra çeşitli alaşımlar halinde de üretilmektedir. Bu alaşımlar sayesinde malzemenin sıcak çekilme direnci, korozyona dayanıklılığı, akışkanlığı, işlenebilirliği ve kaynak yapılabilirliği artmaktadır. Günümüzde alüminyumun üzerinde 100'den fazla farklı alaşım elementi kullanılmakta ve bu sayede çeşitli endüstriyel ihtiyaçlara cevap verecek malzemeler elde edilmektedir (Yağcıgil, 1997).

1.2. Alüminyum Üretim Yöntemleri

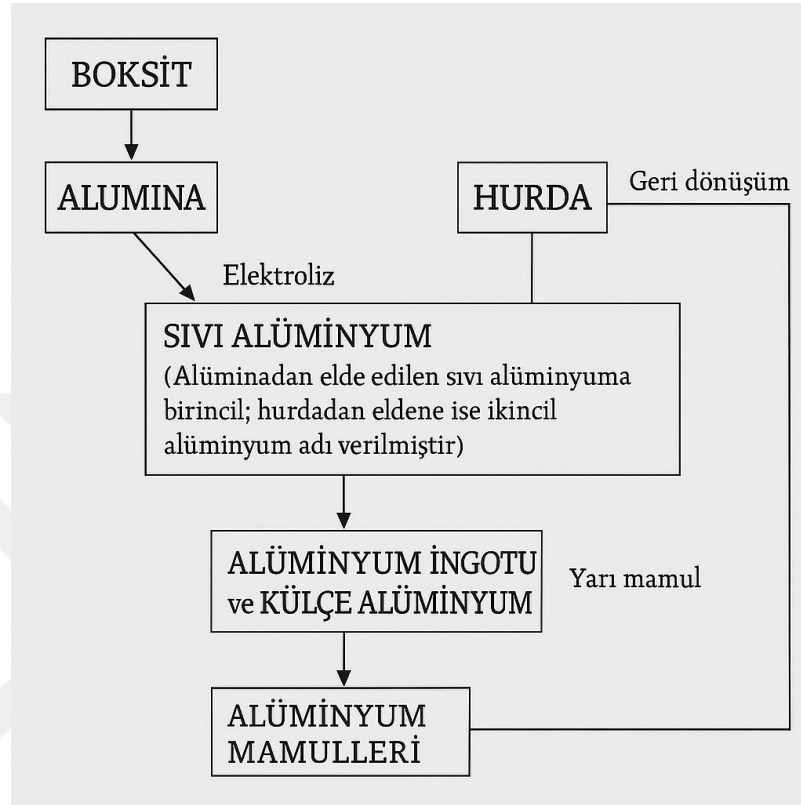
Alüminyum endüstrisi, birincil ve ikincil alüminyum endüstrisi olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Şekil 1.1'de örnek resimler verilmiştir.



Şekil 1.1. a) Alüminyum hurda görünümü, b) boksit cevheri görünümü

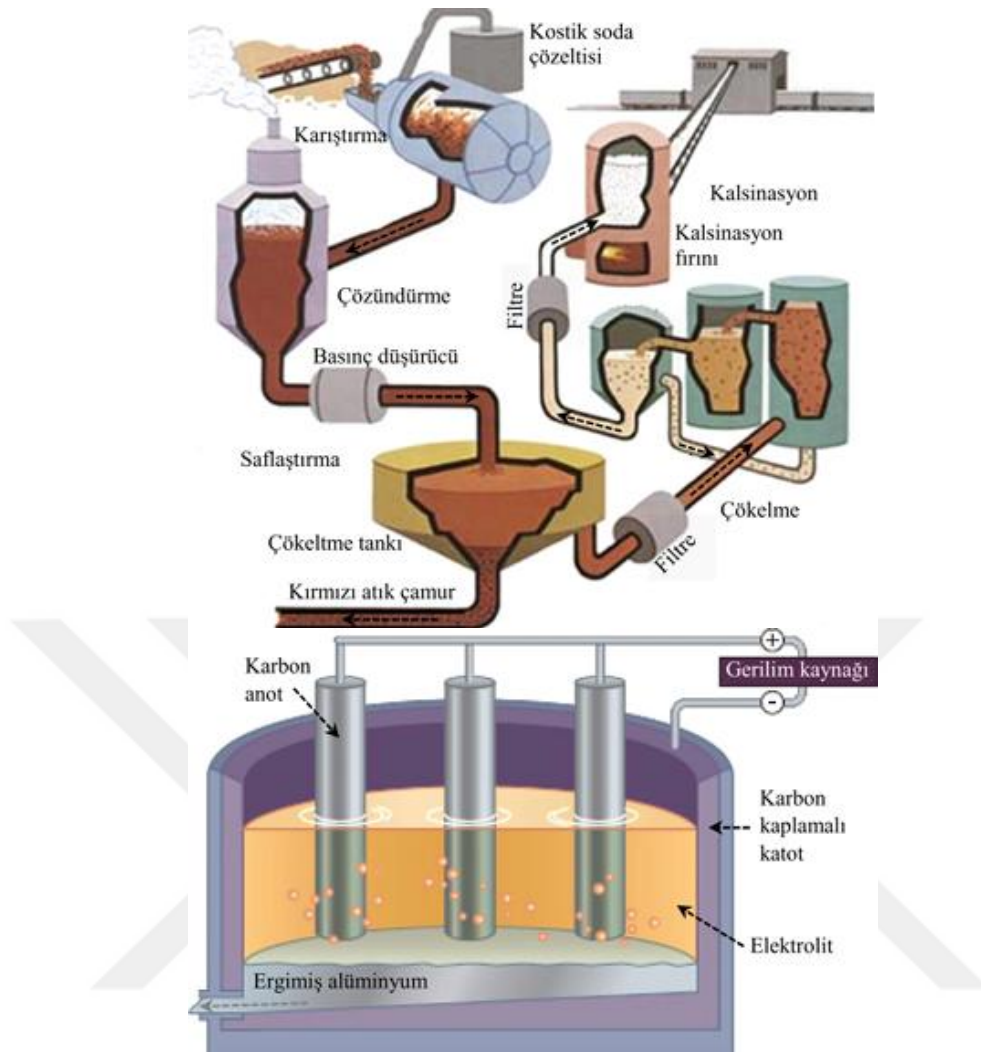
Alüminyumun en önemli hammaddesi boksittir ve doğadan bu cevher aracılığıyla elde edilir. Birincil alüminyum üretimi için boksit kullanılır ve yaklaşık dört ton boksitten bir ton alüminyum üretilmektedir. Türkiye'nin dünya genelindeki boksit rezervlerinin yaklaşık %1'ine sahip olduğu bilinmektedir. Ülkedeki toplam 422 milyon tonluk boksit rezervinin %95'i Toroslar bölgesinde yer almaktadır. Ayrıca, bir ton alüminyum üretimi için yaklaşık 17.000

kWh enerjiye ihtiyaç duyulurken, geri dönüşüm yoluyla aynı miktarda alüminyum üretmek yalnızca 750 kWh enerji gerektirmektedir (Öztürk, 2005). Boksit cevherinden elde edilen alüminyum süreci Şekil 1.2’de verilen diyagram ile gösterilmiştir (Yağcıgil, 1997).



Şekil 1.2. Alüminyum üretim tekniği (Yağcıgil, 1997).

Birincil alüminyum üretiminde, yeryüzünün çeşitli bölgelerden çıkarılan boksit çeşitli minerallerin kombinasyonu olarak doğada bulunur. Boksit cevherinin işlenmesi ile elde edilen alüminadan birincil alüminyum elde edilmektedir. Yaklaşık 2,9 ton boksitten bir ton alümina üretilmektedir (Car, 2010). Hall-Héroult prosesi ise alüminyum üretiminde kullanılan temel bir elektroliz yöntemidir. Bu yöntemde, alümina (Al_2O_3), kriyolit (Na_3AlF_6) gibi erimiş tuzlar içinde çözülür ve elektroliz edilerek saf alüminyum elde edilir. Bu yöntem, alüminyum üretiminde yoğun enerji gerektiren bir süreçtir. Üretim maliyetlerinin %20'sini elektrik enerjisi oluşturmaktadır (Rai ve Upadhyay, 2020; Désilets ve ark., 2003). Şekil 1.3'te Bayer prosesi ve Hall-Héroult prosesini tasvir eden şematik görseller verilmiştir (Grjotheim ve Welch, 1980; Keskin, 2025).



Şekil 1.3. Bayer Prosesi ve Hall-Héroult prosesi (Grjotheim ve Welch, 1980; Keskin, 2025).

İkincil alüminyum, birincil alüminyum olarak adlandırılan çeşitli alaşım ve üretim yöntemleri ile hayatımıza giren ve kullanıldıktan sonra işlevlerini yitirdiği için kullanım dışı kalan, hurda alüminyum ve alaşım ürünlerden elde edilir. Alüminyum, geri dönüştürülebilirliği iyi olan metaldir. İkincil alüminyumun enerji gereksinimi birincil alüminyuma göre oldukça düşüktür. Bu nedenle alüminyum ve alüminyum alaşımlarının yeniden değerlendirilmesinden dolayı ikincil alüminyuma olan talep, yüksek enerji maliyetleri ve çevreci yaklaşımlar nedeniyle artmaktadır (Tokatlı, 2022).

İkincil alüminyum üretimi, birincil üretime kıyasla daha az kapsamlı ve daha düşük maliyetli bir süreçtir. Bu üretim yöntemi; hurda toplama, ayırma ve hazırlama, alaşımlandırma,

ergitme, metal rafinasyonu, döküm, cüruf temizleme ve cüruf değerlendirme gibi birbirini tamamlayan aşamalardan oluşmaktadır. İkincil alüminyum ve alaşımlarında istenen özelliklerin elde edilebilmesi, bu süreçlerin her birinin en yüksek verimle uygulanmasına bağlıdır. Birincil ve ikincil alüminyum ile bunların alaşımlarının endüstrideki kullanım alanları Çizelge 1.2’de karşılaştırılmalı olarak ise sunulmaktadır (Car, 2019).

Çizelge 1.2. Birincil ve ikincil alüminyum endüstrilerinin karşılaştırılması (Car 2019).

Birinci Alüminyum Endüstrisi	İkincil Alüminyum Endüstrisi
Yüksek yatırım maliyeti	Düşük yatırım
Uzun üretime geçme süreci	Kısa üretime geçme süreci
Yüksek enerji tüketimi	Enerji tasarrufu
Doğal boksit kaynakların hammadde olarak kullanılması	Boksit kaynaklarının kullanımında tasarruf
Yüksek oranda kirli gaz salınımı	Düşük oranda kirli gaz salınımı

1.3. Alüminyum Alaşımlarının Sınıfları

Alaşımlar, en az iki ya da daha fazla metal veya metal benzeri elementin belirli oranlarda bir araya getirilmesiyle elde edilmektedir. Saf metallerin sınırlı olan fiziksel ve mekanik özelliklerini geliştirmeye yönelik mühendislik malzemeleridir. Alaşımlar, genellikle bir ana metalin (esas faz) içerisine alaşım elementi ilavesiyle, istenilen performans kriterlerine göre tasarlanır. Bu sayede, saf metallerin yetersiz kaldığı dayanım, sertlik, korozyon direnci ve işlenebilirlik gibi özellikler optimize edilir (Alım, 2017).

Alüminyum (Al) alaşımları, üretim tekniklerine bağlı olarak iki temel grupta sınıflandırılmaktadır: döküm alaşımları ve dövme alaşımları. Her iki grup da benzer kimyasal bileşimlere sahip olsalar da, uygulanan üretim yöntemi, mikro yapı gelişimi ve mekanik özellikler bakımından önemli farklılıklar göstermektedir. Alüminyum alaşımlarına belirli oranlarda farklı alaşım elementleri (örneğin; bakır (Cu), magnezyum (Mg), Silisyum (Si), çinko (Zn) vb.) ilave edilerek, ısıtılı işlemler yoluyla çökelme sertleşmesi gibi mekanizmalar devreye sokularak hedeflenen yapısal ve fonksiyonel özellikler elde edilebilmektedir (Kaufman ve Rooy, 2004).

1.3.1. Dövmeye alüminyum alaşımları

Sürekli döküm yönteminde, dövmeye işlemleri için tasarlanmış alüminyum alaşımları yaygın olarak tercih edilmektedir. Isıl işlem uygulamalarının ardından, bu alaşımlar ya haddeleme ya da ekstrüzyon yöntemleriyle şekillendirilmektedir. Alaşım bileşimlerinde bakır (Cu), mangan (Mn), magnezyum (Mg), çinko (Zn), nikel (Ni), silisyum (Si) ve kalay (Sn) gibi elementler bulunmaktadır (Savaş, 2005). Alüminyum işlem alaşımlarının sınıflandırılması, dört haneli bir numaralandırma sistemiyle yapılmakta olup, bu sistemde ilk rakam, alaşımın ana elementini temsil etmektedir. İlgili sınıflandırma yöntemi Çizelge 1.3'te sunulmaktadır. Plastik şekil değiştirme yoluyla sertleştirilebilen alaşım serileri arasında 1XXX, 3XXX, 4XXX ve 5XXX gruplarını içermektedir. Buna karşın 2XXX, 6XXX, 7XXX ve 8XXX serileri ise ısıtıl işlem uygulanarak sertleştirilmektedir (Savaş, 2005).

Çizelge 1.3. Dövmeye alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Savaş, 2005).

Sayısal Gösterim	İçerdiği Elementler
1XXX	Saf Alüminyum
2XXX	Alüminyum ve Bakır
3XXX	Alüminyum ve Mangan
4XXX	Alüminyum ve Silisyum
5XXX	Alüminyum ve Magnezyum
6XXX	Alüminyum, Silisyum ve Magnezyum
7XXX	Alüminyum ve Çinko
8XXX	Alüminyum ve Kalay

1.3.2. Döküm alüminyum alaşımları

Döküm alüminyum alaşımları, doğrudan döküm işlemleri ile şekillendirilen malzemeler olup, bu amaçla özellikle silisyum (Si) içeriği yüksek alaşımlar tercih edilmektedir. Si, alaşımın akışkanlığını artırarak kalıp içini daha kolay doldurmasını sağlamakta ve böylece döküm işleminin başarısını önemli ölçüde yükseltmektedir. Bunun yanında döküm alaşımlarının özelliklerini geliştirmek amacıyla bakır (Cu), mangan (Mn), magnezyum (Mg), çinko (Zn), nikel (Ni) ve kalay (Sn) gibi farklı elementler de alaşım kompozisyonuna dahil edilmektedir. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılmasında üç basamaklı bir numaralandırma sistemi kullanılmaktadır. Bu sistemin sonuna ondalıklı bir rakam eklenerek toplamda dört basamaklı

bir tanımlama yapılmaktadır. Bu kodlama yöntemi, alaşımların kimyasal bileşimlerinin ve uygulama özelliklerinin standartlaştırılmasını sağlamaktadır (Al-Saadi ve Tunay, 2017).

Çizelge 1.4. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırması (Al-Saadi ve Tunay, 2017).

Sayısal Gösterim	İçerdiği Elementler
1XX.X	Saf Alüminyum
2XX.X	Alüminyum ve Bakır
3XX.X	Silisyum, Bakır ve Magnezyum
4XX.X	Alüminyum ve Silisyum
5XX.X	Alüminyum ve Magnezyum
7XX.X	Alüminyum ve Çinko
8XX.X	Alüminyum ve Kalay

1.3.2.1. Alüminyum - Bakır Alaşımı (2XX.X)

Al ve Cu alaşımları, yüksek mukavemet ve tokluğun gerektiği durumlarda tercih edilmektedir. Döküm ve dövme işlemleri ile şekillendirilebilen bu alaşımlar, yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Bu alaşımlar, oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda üstün mukavemet ve sertlik gösterirler. İlk Al döküm alaşımlarında, Cu oranı %10 civarındaydı ve bu alaşımlar, ısıtılma işlemiyle ilgili bilgi bulunmadan dökme yöntemleriyle üretiliyordu. Zamanla, %4-%5 oranında Cu içeren alaşımlar geliştirilmiş ve bu alaşımlar, Mg ilavesiyle elde edilmiştir. Bu alaşımların yaşlanma tepkisi, gerilme korozyon riskini azaltan gümüş (Ag) ile hızlandırılmıştır. Döküm alaşımları için en uygun mukavemet özelliklerini elde etmek amacıyla ısıtılma işlemi bileşimleri kullanılır. İyi bir süneklik ve çekme özelliklerinin kombinasyonu, bu alaşımların tokluğunu artırmaktadır. Bu alaşımlar, dendritler arası büzülmeye duyarlıdır ve katılaşma çatlağına karşı hassasiyet gösterirler. Bu nedenle, döküm tekniklerinin doğru uygulanması gereklidir. Ayrıca, korozyon direnci düşük olan bu alaşımlar, yüksek sıcaklıkta Ni ilavesiyle mekanik özelliklerini geliştirebilir (Kaufman, 2004).

1.3.2.2. Alüminyum - Silisyum - Bakır Alaşımı (3XX.X)

Alüminyum - Silisyum - Bakır alaşımları, döküm alaşımları arasında en çok tercih edilen türlerden biridir. Bu alaşımlarda, Si ve Cu oranları farklılık gösterir; bazı alaşımlarda Si, bazılarında ise Cu daha fazla eklenir. Kullanım alanına göre, Cu miktarının fazla olduğu

alaşımlar, işlenebilirlik ve güçlendirme sağlarken, Si oranının yüksek olduğu alaşımlar, sıcak gevrekliğini azaltarak dökülebilirliği artırır. Alüminyum-Silisyum-Bakır alaşımları, ısı işleme karşı iyi bir reaksiyon gösterir ve magnezyum (Mg) ilavesiyle bu alaşımlar güçlendirilir. Cu, matris sertleşmesine katkı sağlar ve yüksek sıcaklıklarda mukavemeti artırır (Kaufman, 2004).

1.3.2.3. Alüminyum - Silisyum Alaşımı (4XX.X)

Al-Si alaşımları, akışkanlık, korozyon direnci ve dökülebilirlik gibi üstün özellikler sergiler. Ancak, mukavemet açısından düşük ve işlenebilirlik açısından zayıf özellikler sergileyebilirler. Bu alaşımlar, belirli koşullarda süneklik gösterebilir, bu durum alaşımın mikro yapısındaki özelliklerden kaynaklanır. Kum kalıba dökümde, Na veya stronsiyum (Sr) eklenerek modifikasyon sağlanabilir. Bu, alaşımın özelliklerini iyileştirmektedir. Bu alaşımlar, ince ve modifiye edilmemiş ötektik mikro yapılarıyla daha iyi performans gösterir ve düşük özgül ağırlık ile termal genleşme katsayılarına sahiptir (Kaufman, 2004).

1.3.2.4. Alüminyum - Silisyum - Magnezyum Alaşımı (3XX.X)

Alüminyum-Silisyum-Magnezyum alaşımları, iyi döküm özelliklerine sahip olup, yüksek korozyon direnci gösterirler. Bu alaşımlar, genellikle Al-Cu ve Al-Si-Cu alaşımlarına kıyasla daha düşük mukavemete sahip olsa da, birçok Al-Si-Mg alaşımı yüksek mekanik dayanıklılık sergiler. Berilyum (Be) eklenmesiyle, Fe içeren intermetaliklerin morfolojisi iyileştirilir, bu da mukavemeti ve sünekliği artırır (Kaufman, 2004).

1.3.2.5. Alüminyum - Magnezyum Alaşımı (5XX.X)

Alüminyum-Magnezyum alaşımları, orta ve yüksek mukavemet özellikleri taşıırken, aynı zamanda yüksek tokluğa sahip tek fazlı ve ikili alaşımlar olarak tanımlanır. En belirgin özelliklerinden biri, deniz suyu gibi zorlu çevresel koşullara karşı gösterdikleri korozyon direncidir. Bu korozyon dirençleri nedeniyle, gıda ve içecek işleme sektörlerinde de yaygın olarak tercih edilmektedir. Ayrıca, kaynak yapabilme kabiliyetleri oldukça yüksektir. Bu alaşımlar, Al-Si alaşımlarına göre daha geniş besleyiciye sahip olup, sıcaklık farkı kontrolünün dikkatlice yapılmasını gerektirir (Kaufman, 2004).

1.3.2.6. Alüminyum - Çinko - Magnezyum Alaşımı (7XX.X)

Alüminyum-Çinko-Magnezyum alaşımları, doğal yaşlandırma işlemi ile döküm işleminden sonra oda sıcaklığında 20-30 gün bekletilerek nihai mukavemet kazanır. Hızlı katılaşma, Mg-Zn fazlarında mikro segregasyon oluşumuna neden olabilir, ancak bu segregasyon doğal yaşlandırma ile iyileştirilebilir. Çözeltiye alma ısı işlemi uygulanarak sertleşme sağlanabilir. Yüksek sıcaklıkta uygulanan çözeltiye alma ısı işlemi, maliyetleri düşürür ve gerilme seviyelerini azaltır (Kaufman, 2004).

1.3.2.7. Alüminyum - Kalay Alaşımı (8XX.X)

Alüminyum-Kalay alaşımları, özellikle rulman uygulamalarında tercih edilir. Düşük sürtünme, basınca dayanıklılık ve korozyon direnci gibi özellikleri sayesinde önemli uygulama alanları bulur. Bu alaşımlar, hafiflikleri sayesinde yükleri minimize eder ve ısı dağılımını iyileştirir, bu da rulman ömrünü uzatır. Al-Sn alaşımları, genellikle %5-%7 Sn içerir ve Si ilavesiyle sıvı Al döküm kabiliyetini artırır. Ayrıca, sıcak gevrekliğin azaltılması ve basınca karşı dayanımın artırılması sağlanır (Kaufman, 2004).

1.4. Alüminyum Alaşımlarının Döküm Kalitesini Etkileyen Faktörler

Literatürde yapılan araştırmalara göre, alüminyum döküm alaşımlarının döküm kalitesini etkileyen faktörler arasında alaşım bileşimi, döküm sıcaklığı, mikroyapı, porozite, ultrasonik işlem, katkı maddeleri ve döküm işlemleri gibi unsurlar yer almaktadır. Alaşım bileşimi, özellikle katkı maddelerinin içeriği, döküm alaşımının mekanik özelliklerini ve mikroyapısını belirlemede kritik bir rol oynar (Mohamed ve ark., 2008). Döküm kalitesini etkileyen döküm işlemleri dökümlerin mekanik özelliklerini tehlikeye atabilecek mikro gözenekliliğe ve kaba mikroyapılara neden olabilir (Lu ve ark., 2020; Yan ve ark., 2018). Ayrıca dökümlerde gözenekler ve oksit filmler gibi kusurların varlığı, alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini ve kalitesini önemli ölçüde bozabilir (Zhang ve ark., 2005; Chen ve ark., 2003).

Döküm kalitesini etkileyen kritik faktörlerden biri alaşımın bileşimidir. Alüminyum alaşımları esas olarak %90'dan fazla alüminyum ve az miktarda diğer metallerden oluşmaktadır. Alaşıma ilave edilen elementler (safsızlıklar dahil), alüminyum alaşımlarının

bileşimi, döküm sürecini ve çevresel sürdürülebilirliğini etkileyebilir (Gómez ve ark., 2016). Alaşıma vanadyum (V) ve kalay (Sn) gibi elementlerin eklenmesi mikro yapıları ve özellikleri etkileyebilir (Rajesh ve ark., 2022; Zhu ve ark., 2019). Skandiyum (Sc), zirkonyum (Zr) ve demir (Fe) gibi geçiş metalleriyle katılanmış alüminyum alaşımları farklı özellikler sergileyerek dayanıklılıklarını ve sertliklerini artırabilir (Shevchenko ve ark., 2015; Gumen ve ark., 2022). Kullanılan alaşımlar, katılaşma sırasındaki soğuma hızları ve mikro/makro ayrışma gibi faktörler, döküm alüminyum alaşımlarının mikro yapısını ve makro yapısını etkiler (Labari ve ark., 2020).

Alüminyum alaşımlarında döküm kalitesi üzerinde büyük bir etkiye sahip unsurlardan biri de döküm sıcaklıklarıdır. Literatürde yapılan araştırmalar incelendiğinde döküm sıcaklıklarının alaşımın mikroyapısına, mekanik özelliklerine ve genel döküm kalitesine çeşitli şekillerde etki ettiğini göstermektedir. Döküm sıcaklığı, alaşımın kristal yapısını etkileyerek nihai döküm ürününün mekanik özelliklerini belirleyebilir (Vanko ve ark., 2015; Ding ve ark., 2014). Ayrıca döküm sıcaklığındaki artış, ergimiş metalin hareketliliğini artırır, katılaşma sürecini etkiler ve potansiyel olarak gözeneklilik gibi kusurlara yol açar (Ding ve ark., 2014). Döküm sıcaklıklarının optimize edilmesi, alaşımın döküm kalitesini artırarak nihai ürünün uygulama alanlarını genişletebilir (Zhang ve ark., 2014). Döküm sıcaklığı, yorulma performansı, mikroyapı, mekanik özellikler, katılaşma davranışı ve gözeneklilik gibi faktörler üzerinde belirleyici bir rol oynar. Alüminyum alaşımlarının hangi sıcaklık şartlarında döküldüğü alaşım içinde oluşan farklı fazları etkilemektedir. Örneğin, ötektik altı ve ötektiğe yakın Al-Si alaşımlarında, sıcaklık ergime derecesinin altına düştüğünde, katı α -Al fazı çökelirken, ötektik Si fazı sıvı formda kalır. Bu durum, alaşımın iç yapısındaki farklı fazların sıcaklığa bağlı olarak nasıl değiştiğini göstermektedir (Zhang ve ark., 2023).

Döküm sıcaklıklarının doğru kontrolü ve optimizasyonu, alüminyum alaşımlı dökümlerin kalitesi için kritiktir. Alüminyum bazlı alaşımların özelliklerini belirlemede ergitme ve döküm sırasındaki sıcaklık koşulları büyük öneme sahiptir (Jakse ve Pasturel, 2013). Sıcaklık, yorulma davranışını, mikroyapıyı, mekanik özellikleri, katılaşma davranışını ve gözenekliliği etkiler. Düşük sıcaklıklarda akışkanlık azalmaya ve kusurlara neden olabilirken, yüksek sıcaklıklar ergimiş metalin hareketliliğini artırarak gözeneklilik gibi sorunlara yol açabilir (Ding ve ark., 2014). Sonuç olarak, alüminyum alaşımlarında döküm sıcaklıklarının optimize edilmesi, nihai ürünün kalitesini ve performansını artırmak için kritik bir faktördür.

Alüminyum döküm alaşımlarının mikroyapısı, mekanik özelliklerinin ve genel kalitesinin belirlenmesinde çok önemli bir rol oynar. Çalışmalar, döküm işlemi sırasında soğuma hızları gibi faktörlerin mikro yapıyı etkileyebileceğini, daha yavaş soğuma hızlarının kaba dendritik morfolojiye yol açtığını ve alaşımların mukavemeti ve uzaması üzerinde olumsuz etkilere yol açtığını göstermiştir (Li ve ark., 2020; Linder ve ark., 2006).

Döküm sürecinde, yeniden oksidasyon sırasında oluşan oksit katmanları, metalde çeşitli kusurlara yol açarak sıvı metalin kalitesini olumsuz etkileyebilir (Brüna ve Galčík, 2020). Dolayısıyla alüminyum alaşımlarında döküm kalitesini sağlamak için bileşim, işleme koşulları ve temizliğin dikkatle yönetilmesi gereklidir.

1.4.1. Alüminyum alaşımlarına alaşım elementi ilavesinin etkisi

Cu (Bakır): Al alaşımlarında sıvı hâlde veya ısıtılmış durumda Cu elementi, malzemenin mukavemetini ve sertliğini önemli ölçüde artırmaktadır. Özellikle %4–%5,5 oranında Cu içeren Al alaşımları, ısıtılmış süreçlerine olumlu tepki vermekte ve daha iyi döküm özellikleri sunmaktadır. Ancak, Cu ilavesi korozyon direncini düşürürken; bazı özel bileşimlerde gerilme korozyonuna karşı olumlu etkiler gösterebilmektedir. Al-Zn alaşımlarında stres korozyonunu önlemek amacıyla Cu miktarı sınırlı tutulmaktadır (Kaufman ve Rooy, 2004).

Be (Berilyum): Be, Mg içeren Al alaşımlarında oksidasyon kalıntılarını azaltarak inklüzyon oluşumunu en aza indirir. %0,04'ün üzerindeki konsantrasyonlarda Be, Fe içeren intermetalik fazların şekil ve bileşimlerini değiştirerek alaşımın mukavemetini ve sünekliğini artırır. Aynı zamanda Al-Fe-Si bileşiğinde Mg elementinin uzaklaşmasını da kolaylaştırmaktadır. Bu özelliklerinden dolayı Be, sertleşmenin istenildiği uygulamalarda yaygın olarak kullanılır (Kaufman ve Rooy, 2004).

Bi (Bizmut): Bi, %0,1 ve üzerindeki oranlarda Al alaşımlarına eklendiğinde işlenebilirlik kabiliyetini önemli ölçüde artırır (Kaufman ve Rooy, 2004).

B (Bor): Bor, Al alaşımlarında AlB_2 ve TiB_2 gibi borit bileşiklerini oluşturarak tane inceltme amacıyla kullanılır. Bu işlem, titanyum ile birlikte $TiAl_3$ fazı aracılığıyla

gerçekleştirilir. Ancak boritlerin metalik yapıları takım ömrünü kısaltabilir ve süneklik açısından olumsuzluklar doğurabilir. Ayrıca boritler, fırın ortamında çamurlaşma ve sıvı çökelti içinde intermetalik fazların çökmesine neden olabilir (Kaufman ve Rooy, 2004).

Hg (Cıva): Hg, Al alaşımlarında geçici anot olarak kullanılmış ancak çevreye olan zararlı etkileri nedeniyle günümüzde yasaklanmıştır (Kaufman ve Rooy, 2004).

Zn (Çinko): Zn, Al alaşımının özelliklerine doğrudan büyük katkı sağlamamakla birlikte, Mg ve Cu ile birlikte ısıtılabilir uygulanabilir yapılan alaşımların oluşumuna katkıda bulunur (Kaufman ve Rooy, 2004).

Fe (Demir): Fe, Al alaşımlarına eklendiğinde sıcak yırtılma direncini artırırken lehimlenebilirliği azaltır. Artan Fe oranı, alaşımın esnekliğini düşürür. $FeAl_3$, $FeMnAl_6$ ve $AlFeSi$ gibi intermetalik fazlar oluşturarak mikroyapıyı etkiler. Bu çözünmeyen fazlar, yüksek sıcaklıklarda gevrekleşmeyi tetikleyebilir ve döküm sırasında besleme ile akışkanlık özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilir (Kaufman ve Rooy, 2004).

P (Fosfor): P elementi, hiperötektik Al-Si alaşımlarında primer faz çekirdeklenmesini teşvik eder ve bu fazın daha rafine bir yapıya ulaşmasını sağlar. Ötektik yapının mekanik özelliklerini güçlendirmesiyle, özellikle döküm uygulamalarında tercih edilen bir katkı elementidir (Kaufman ve Rooy, 2004).

Ag (Gümüş): Ag, çökeltme sertleşmesi mekanizmasına katkı sağlayarak Al alaşımlarının mukavemet özelliklerini iyileştirir. Aynı zamanda, gerilme korozyon direncini artırarak özellikle zorlayıcı çevre koşullarında malzemenin performansını olumlu yönde etkiler (Kaufman ve Rooy, 2004).

H (Hidrojen): Al alaşımlarında hidrojen, sıvı metal içerisinde çözünerek katılaşma sırasında gaz boşlukları ve porozite oluşturur. Bu durum, tane sınırlarında korozyona neden olabilir. Bu olumsuz etkileri gidermek için alaşıma Cu, Si, Sn gibi elementler eklenir (Töre, 2012).

Cd (Kadmiyum): Cd, Al alaşımlarında işlenebilirlik özelliğini geliştirmek için kullanılır ve %0,1'in üzerindeki oranlarda etkili olur. Ancak 767 °C'de (1413 °F) uçuculuk göstermesi nedeniyle dikkatli işlenmesi gerekir (Kaufman ve Rooy, 2004).

Sn (Kalay): Sn, Al alaşımlarında özellikle sürtünme özelliklerini iyileştirmekte etkilidir. Aynı zamanda işlenebilirliği artırır. Ticari bazı Al alaşımları %25'e kadar Sn içerebilir (Kaufman ve Rooy, 2004).

Ca (Kalsiyum): Ca, Al-Si alaşımlarında zayıf bir ötektik modifikatör olarak görev alır. Aynı zamanda hidrojenin çözünürlüğünü artırır. Al-Mg alaşımlarında ise sünekliği olumsuz yönde etkileyebilir ve genellikle %0,005'in üzerinde bulunur (Kaufman ve Rooy, 2004).

Cr (Krom): Cr, düşük konsantrasyonlarda oda sıcaklığında Al alaşımlarına eklenerek yaşlanmayı geciktirir ve tane büyümesini önlemeye yardımcı olur. $CrAl_7$ fazı sayesinde termal kararlılığı artırırken, aynı zamanda korozyon direncini de iyileştirir. Yüksek oranlarda kullanıldığında, su verme hassasiyetine olumlu katkı sağlar (Kaufman ve Rooy, 2004).

Pb (Kurşun): Pb, işlenebilirliğin artırılması amacıyla Al alaşımlarına eklenir. Bu etkiyi gösterebilmesi için genellikle %1'den fazla miktarda alaşım içerisinde yer alır (Kaufman ve Rooy, 2004).

Li (Lityum): Li, Al alaşımlarının yoğunluğunu azaltarak mukavemet-ağırlık oranını iyileştirir. Ayrıca, özellikle soğuk ortamlarda tokluk özelliklerini geliştirerek yapısal uygulamalarda kullanım avantajı sağlar (Töre, 2012).

Mg (Magnezyum): Mg, Al-Si alaşımlarında sertlik ve dayanım kazandıran temel elementlerden biridir. Özellikle Cu ve Ni gibi elementlerle kompleks alaşımlar oluşturarak mukavemeti artırır. Bu tür alaşımlar genellikle %0,4–0,7 oranında Mg içerir. Mg oranı %7'nin üzerine çıktığında ısıtılma işlemine tabi tutulur ve yüksek korozyon direnci ile süneklik sağlar (Kaufman ve Rooy, 2004).

Mn (Mangan): Mn, Al alaşımlarında çekme mukavemetini artırırken yeniden kristalleşme sıcaklığını da yaklaşık 50–60 °C yükseltir. Aynı zamanda tane yapısını kontrol

altında tutarak dökülebilirliği iyileştirir. Ancak aşırı Mn içeriği, alaşımın istenilen özellikleri göstermesini engelleyebilir ve bu nedenle düşük oranlarda kullanılması tercih edilir (Kaufman ve Rooy, 2004; Töre, 2012).

Ni (Nikel): Ni, özellikle Cu ile birlikte yüksek sıcaklık dayanımı gereken Al alaşımlarında kullanılır. Ayrıca Al alaşımının termal genleşme katsayısını düşürerek sıcaklık değişimlerine karşı boyutsal stabilite sağlar (Kaufman ve Rooy, 2004).

Si (Silisyum): Si, Al alaşımlarının dökülebilirliğini büyük ölçüde artıran en önemli elementtir. Akışkanlığı artırır, sıcak yırtılma direncini geliştirir ve besleme kabiliyetini yükseltir. Si, Fe ve diğer elementlerle reaksiyona girerek çözünmeyen fazlar oluşturur ve özgül ağırlığı düşürürken ısı genleşme katsayısını da azaltır (Kaufman ve Rooy, 2004).

Na (Sodyum): Na, Al-Si ötektik modifiye ederek yüzey gerilimini artırır. Na ilavesi sırasında P ile bileşik oluşturabilir ve bu bileşik modifikasyon etkisini zayıflatır. Aynı zamanda H çözünürlüğünü de artırabilir (Kaufman ve Rooy, 2004).

Sr (Stronsiyum): Sr, Al-Si alaşımlarında ötektik modifikasyonu sağlamak amacıyla düşük oranlarda kullanılır. Genellikle geri kazanımı %0,008–0,04 aralığında gerçekleşir. Katılma oranını olumlu etkileyen Sr, yüksek oranlarda kullanıldığında ise gaz giderme verimini azaltabilir (Kaufman ve Rooy, 2004).

Ti (Titanyum): Ti, Al alaşımlarında genellikle bor ile birlikte kullanılır ve tane inceltme amacıyla tercih edilir. Özellikle sıcak çatlamaya yatkın alaşımlarda mikroyapıyı iyileştirerek çatlamayı önler (Kaufman ve Rooy, 2004).

V (Vanadyum): V, yüksek sıcaklık direnci istenen Al alaşımlarında kullanılır. Tane büyümesini engelleyerek ince taneli bir yapı oluşmasına katkı sağlar (Töre, 2012).

Zr (Zirkonyum): Zr, Al alaşımlarının tanelerini rafine eder ve yeniden kristalleşmeyi önleyici etkisiyle öne çıkar. Ayrıca kalın kesitli plakaların mukavemetini artırarak yapısal bütünlüğe katkı sunar (Töre, 2012).

1.4.2. Alüminyum alaşımlarında sıvı metal kalitesi ve temizliği

Her endüstrinin temel hedefi, üretilen ürünün kalitesini ve üretim verimliliğini artırmaktır. Bu bağlamda, sıvı metal kalitesi, tüm metal dökümlerinde olduğu gibi, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının dökümlerinde de ürünün mekanik özelliklerini ve genel kalitesini belirleyen en önemli faktörlerden biridir. Alüminyum alaşımlarında kaliteyi olumsuz yönde etkileyen başlıca unsurlar, metalik olmayan kalıntılar olarak tanımlanan inklüzyonlar ve gazlardır. Yüksek kaliteli bir döküm elde edebilmek için, sıvı metal içerisindeki gazların ve inklüzyonların minimize edilmesi büyük önem taşımaktadır. Bu tür safsızlıkların varlığı, mamul ürünün mekanik ve fiziksel özelliklerini, özellikle dayanıklılık ve yorulma direnci gibi kritik performans kriterlerini doğrudan etkilemektedir.

Gazlar: Döküm hatalarına neden olan başlıca etkenlerden biri olan gazlar, döküm parçası içerisinde hapsolarak, mekanik özelliklerin zayıflamasına ve çeşitli yüzey kusurlarının oluşmasına yol açmaktadır. Gaz varlığı, özellikle süneklik ve yorulma dayanımı gibi özellikleri olumsuz yönde etkileyerek ürün performansında ciddi kayıplara neden olabilmektedir.

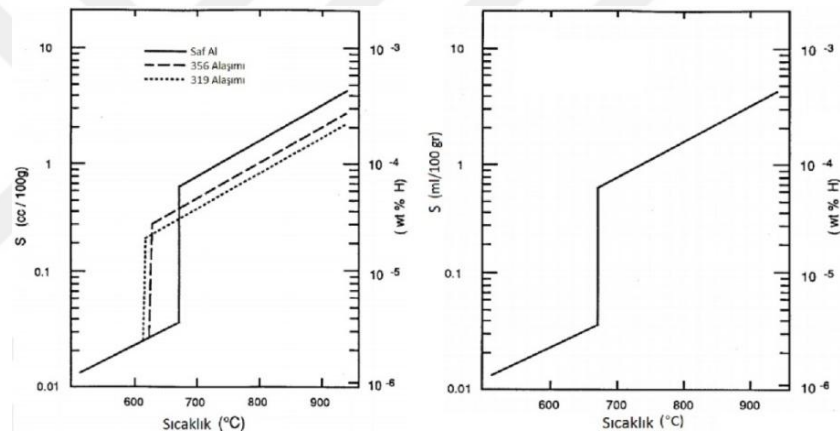
Ergimiş metalde bulunan önemli gazlar aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir:

- 1) Tek atomlu gazlar (tepkimez gazlar) – Ar, He
- 2) İki atomlu gazlar (basit gazlar) – O₂, N₂, H₂
- 3) Karmaşık gazlar – CO, CO₂, H₂O, NH₃, SO₂, H₂S

Tek atomlu gazlar ergiyik içinde çözünmezler. İki atomlu gazlar çözünürlükleri yüksektir ve ergimiş alüminyum alaşımlarında özellikle hidrojen çözünürlüğü fazladır. Katı alüminyum alaşımlarında ise hidrojen çözünürlüğü düşüktür. Karmaşık gazlar döküm prosesi boyunca bileşenler ile kimyasal tepkimeye girmesi ile oluşmaktadır (Campbell, 2003). Öte yandan bu gazlar, alüminyumun oksidasyonunu hızlandırarak, metalinin mekanik özelliklerinin olumsuz yönde değişmesine neden olur. Örneğin, sıvı alüminyumun oksijenle geçişi, alüminyum oksit oluşumuna yol açması, metalin sertliğini artırabilir, ancak aynı zamanda kırılganlık oluşturabilir (Tunçay ve Özyürek, 2014).

Hidrojen: Ergimiş alüminyum ve alaşımları içerisinde tek çözünen gazın hidrojen olduğundan sıvı alüminyum içerisindeki hidrojen gaz ölçümü ile sıvı metalin temizliği hakkında değerlendirme yapılmaktadır (San-Martin and Manchester 1992).

Hidrojenin alüminyum ve alaşımlarındaki çözünürlüğü sıcaklıkla doğru orantılıdır. Şekil 1.4'te, sıcaklık değişimine bağlı olarak hidrojen çözünürlüğü ile bazı alüminyum alaşımlarının karşılaştırması verilmiştir. Ergimiş alüminyum alaşımlarında, soğuma ve katılaşma süreci ilerledikçe sıcaklık azalır ve buna bağlı olarak hidrojenin çözünürlüğü düşer. Çözünürlüğün azalması, sıvı metalde çözünmüş halde bulunan hidrojenin gaz fazına geçmesine ve metalin içinde boşluklar, diğer bir ifadeyle gözenekler oluşmasına neden olur. Bu tür kusurların önlenmesi için, döküm aşamasına kadar sıvı metalin içerisindeki gaz içeriğinin kontrol altında tutulması büyük önem taşımaktadır (Gruzleski ve Closset, 1990).

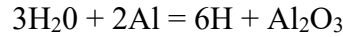


Şekil 1.4. Sıcaklığa bağlı hidrojen çözünürlüğü ve saf alüminyum ile 356 ve 319 alaşımlarının hidrojen çözünürlüğü (Gruzleski ve Closset, 1990).

Hidrojenin sıvı alüminyumdaki çözünürlüğü, katı alüminyumdakinden yaklaşık 20 kat daha fazladır, bu da alüminyum katılaştıkça çözünmüş hidrojenin dışarı atıldığı ve gözeneklerin oluşmasına yol açtığı anlamına gelir (Xu ve ark., 2007; Wu ve ark., 2008). Bu olgu, hidrojenin alüminyumda gözle görülür şekilde çözünen tek gaz olması ve bu nedenle döküm sürecinde benzersiz bir zorluk oluşturması gerçeğiyle daha da kötüleşir (Huang ve ark., 2010). Ortaya çıkan gözeneklilik, mukavemeti ve yorulma direnci de dahil olmak üzere alüminyumun mekanik özelliklerini ciddi şekilde etkileyebilir ve sonuçta nihai ürünün bütünlüğünü tehlikeye atabilir (Jatimurti ve ark., 2019). Araştırmalar, alüminyum eriyiğinde bulunan hidrojen

miktarının katılma sırasında gözenek büyümesini ve dağılımını etkileyen önemli bir faktör olduğunu göstermektedir (Chen, 2009).

Sıvı Metalde Hidrojen Girişi: Alüminyum alaşımlarının dökümünde alaşım elementleri ve miktarlarına göre hidrojen çözünürlüğü değişir. Alüminyum alaşımların oksijene olan yüksek afinitesi nedeniyle, hidrojenin temel kaynağı nemin indirgenmesiyle ortaya çıkar.

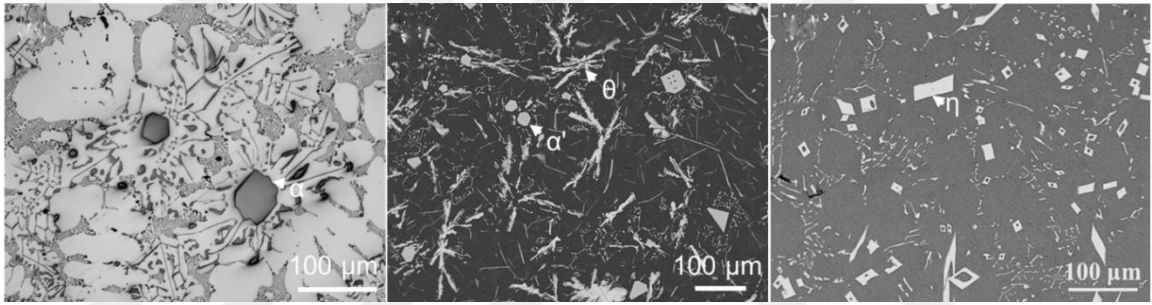


Ergimiş alüminyumda çözünen hidrojen atomlarının çoğunun reaksiyona göre sıvı alüminyum yüzeyindeki su buharının ayrışmasından geldiği iyi bilinmektedir. Dökümde ergitilen malzemelerden (hurda, alaşımlar), kullanılan ekipmanlardan (pota, kalıp vb.) gelen ortamdaki nem ile birleşerek hidrojen ayrışmasına neden olur. Ayrıca yüksek ergime sıcaklıkları, sıvı metal transferi de ortamdaki nem ile nüfuz ederek hidrojen ayrışır (Ren ve ark., 2014). Küçük atom yapısına sahip olan hidrojen, sıvı metal içerisinde oldukça hızlı yayılır. Böylelikle katılma esnasında sıvı metal içerisinde hapsolmuş hidrojen atom sayısı oranında gözenekler oluşturur (Dispınar, 2006).

Inklüzyonlar: Sıvı alüminyumun kalitesini etkileyen önemli bir faktör, metal içindeki inklüzyonların varlığıdır. Genellikle yabancı partiküller veya gazlar tarafından eklenen bu metalik olmayan safsızlıklar, alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini, yüzey kalitesini ve genel dayanıklılığını önemli ölçüde etkileyebilir (Wu ve ark., 2024).

Sıvı metal içerisinde yer alan inklüzyonlar, kökenlerine göre dışsal ve içsel olmak üzere iki ana grupta sınıflandırılmaktadır. Dışsal inklüzyonlar; döküm sürecinde kullanılan fırın ve refrakter malzemelerin aşınması sonucunda metal banyosuna karışan silisyum oksit, alüminyum oksit veya silisyum karbür gibi partiküllerden kaynaklanmaktadır. Bu tür inklüzyonlar, fırın duvarlarının erozyona uğraması sonucu sıvı alüminyum içerisine taşınarak safsızlık oluşturur. İçsel inklüzyonlar ise, sıvı metalin hazırlanması sırasında meydana gelen kimyasal reaksiyonlar sonucunda oluşmaktadır. Ayrıca, sıvı metalin temizlenmesi amacıyla eklenen flaks maddeleri ya da tane inceltici alaşım ilaveleri de içsel inklüzyon oluşumuna sebebiyet verebilmektedir (Güler, 2017).

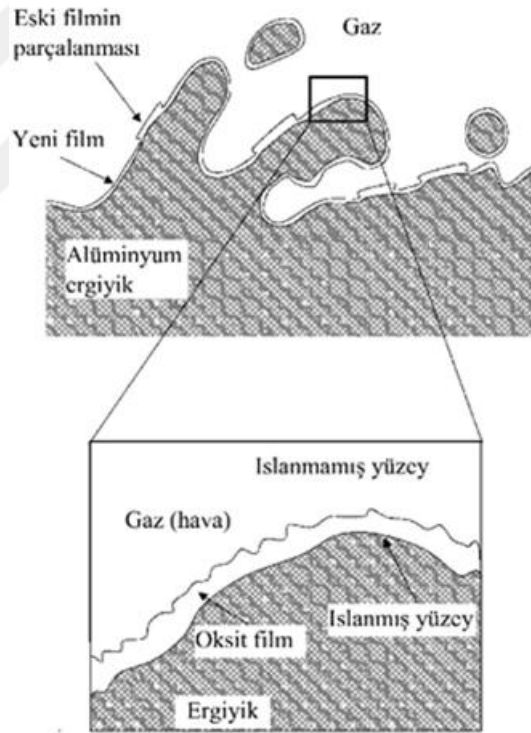
İnklüzyonların sıvı alüminyum üzerindeki etkileri, döküm sürecinin kontrolü ile doğrudan ilişkilidir. Döküm sırasında sıcaklık yönetimi, alüminyumun mikro yapısını ve mekanik özelliklerini belirleyen en kritik parametrelerden biridir (Chen ve Jiang, 2017). Sıcaklık dalgalanmaları, alüminyumun akışkanlığını ve dolayısıyla inklüzyonların sıvı metal içinde nasıl dağıldığını etkileyebilir. Bu nedenle, döküm sürecinde sıcaklık kontrolü sağlanmadığında, inklüzyonların varlığı daha belirgin hale gelebilmektedir (Wu ve ark., 2024). İnklüzyonlar, döküm sürecinin kontrolü, filtrasyon yöntemleri ve oksit film dağılımı gibi faktörlerle doğrudan ilişkilidir. Sıvı alüminyumun kalitesinin artırılması için, bu süreçlerin optimize edilmesi ve inklüzyonların etkili bir şekilde kontrol edilmesi gerekmektedir (Maryani ve Purba, 2021). Şekil 1.5'te alüminyum alaşımlarında karşılaşılabilen inklüzyon örneklerine yer verilmiştir (Que ve ark., 2022).



Şekil 1.5. Alüminyum içinde oluşan inklüzyon görselleri (Singh vd., 2014; Singh vd., 2015)

Oksit Filmi: Sıvı alüminyumun kalitesini etkileyen faktörlerden bir diğeri ise döküm sürecinde oluşan oksit film tabakalarıdır. Oksit filmleri, alüminyumun yüzeyinde doğal olarak meydana gelen ince tabakalardır ve bu tabakalar, metalin mekanik özelliklerini ve korozyon dayanıklılığını doğrudan etkileyebilir (Karaca ve Alkan, 2021). Alüminyum ve alaşımlarının döküm işlemi sırasında, oksit filmlerinin oluşumu, sıvı metalin yüzeyinde meydana gelen kimyasal reaksiyonlar sonucunda gerçekleşir. Bu durum, özellikle sıvı alüminyumun havayla temas ettiği anlarda oluşur ve bu filmler, metalin kalitesini olumsuz yönde etkiler (Tan ve ark., 2022). Oksit film tabakalarının kalınlığı, alüminyumun döküm sürecindeki sıcaklık ve atmosfer koşullarına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Yüksek sıcaklıklarda, alüminyumun yüzeyinde daha kalın oksit tabakaları oluşma eğilimindedir (Tokatlı ve ark., 2022). Bu kalınlık, sıvı alüminyumun akışkanlığını azaltarak, döküm sırasında hava kabarcıkları ve diğer inklüzyonların oluşumuna zemin hazırlayabilir. Ayrıca, oksit filmlerinin homojen olmayan dağılımı, alüminyumun mekanik özelliklerini zayıflatabilir ve nihai ürünün dayanıklılığını

azaltabilir (Savaş ve Demirok, 2020). Döküm sürecinde oluşan oksit filmleri, sıvı alüminyumun kalitesini artırmak için çeşitli yöntemlerle kontrol edilebilir. Örneğin, sıvı metalin temizlenmesi için uygulanan yöntemler, oksit filmlerinin ve diğer safsızlıkların giderilmesine yardımcı olmaktadır. Bu bağlamda, sıvı alüminyumun döküm öncesinde ve sırasında uygun filtrasyon ve temizleme yöntemlerinin kullanılması, oksit film tabakalarının etkisini en aza indirebilir. Böylece, daha yüksek kaliteli alüminyum dökümleri elde etmek mümkün hale gelir (Tokatlı ve ark., 2022). Oksit film tabakalarının kontrolü, alüminyumun yüzey özelliklerini iyileştirmek için de önemlidir. Anodik oksidasyon gibi yüzey işlemleri, alüminyum yüzeyinde istenilen oksit tabakalarının oluşumunu teşvik edebilir ve bu tabakaların kalınlığı artırılarak metalin korozyon dayanıklılığı artırabilir (Yılmaz ve Kocabaş, 2019). Bununla birlikte, oksit filmlerinin kalınlığının aşırı artışı, alüminyumun mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilir; bu nedenle dikkatli bir denge sağlanmalıdır (Karakaş ve Küden, 2022). Oksit film oluşumuna ait görsel Şekil 1.6’da gösterilmiştir (Divandari ve ark. 2004).



Şekil 1.6. Oksit film görseli (Divandari ve ark. 2004)

Gözeneklilik: Alüminyum alaşımlarındaki gözeneklilik, özellikle dökümlerde mekanik özelliklerini etkileyen kritik bir faktördür. Gözenekliliğin oluşumu öncelikle katılaşma sırasında gaz tutulmasına atfedilir ve bu, termal gradyanlar, katılaşma hızları ve hidrojen gibi

         gazların varlığı gibi        faktörler nedeniyle meydana gelebilir (Ran ve Zhou, 2007; Kuo, 2011; Chen, 2009). Alüminyum alaşımlarında, özellikle A356-T6 ve A201 gibi olanlarda, mikro yapısal özellikler gözeneklilikten önemli     de etkilenir ve bu da çekme mukavemetinin, sünekliğin ve yorulma direncinin azalmasına yol açabilir (Mugica ve ark., 2004; Ammar ve ark., 2008). Gözeneklilik oluşumunun mekanizmaları çok yönlüdür. Örneğin, Kuo'nun (2011)   alı  ması termal gradyanlar ve katılaşma hızları arasındaki ilişkiyi vurgulayarak, daha yavaş katılaşma oranlarının uzun süreli gaz hapsolması ve büzülme etkileri nedeniyle artan gözenekliliğe yol açabileceğini belirtmektedir. Ek olarak, ergimiş alüminyumdaki hidrojenin varlığı, ergitme işlemi sırasında nem veya diğer gazlardan kaynaklanan kirlenme ile daha da kötüleşen gaz gözenekliliğini hızlandırabilir (Felicelli ve ark., 2009). Bu olgu, özellikle havacılık ve otomotiv gibi uygulamalarda kullanılan yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında belirgindir. Bu alaşımlarda mikroyapısal bütünlük performans açısından kritik öneme sahiptir (Fu ve ark., 2007). Araştırmalar, gözenekliliğin alüminyum alaşımlarının yorulma ömrünü önemli     de azaltabileceğini, kusurlu bileşenlerin kusursuz muadillerinden kat kat daha d    k yorulma ömürleri sergilediğini göstermektedir (Han-Hua, ve ark., 2003; Ammar ve ark., 2008). Gözenekliliğin yoğunlaşması, çatlak başlangıcını ve yayılmasını kolaylaştıran gerilim yoğunlaşmaları yaratır ve böylece malzemenin yapısal bütünlüğünü tehlikeye atar (Mugica ve ark., 2004; Ammar ve ark., 2008). Gözenekliliğin etkilerini azaltmak için, soğutma oranları ve kalıp tasarımları gibi döküm parametrelerini optimize etmek de d  hil olmak üzere       li stratejiler kullanılmıştır. Ek olarak, tane yapısını iyileştirerek ve gözenekliliği azaltarak alüminyum alaşımlarının mikro yapısal özelliklerini geliştirmek için sürtünme karıştırma işlemi gibi ileri işleme teknikleri araştırılmıştır (Hangai ve ark., 2010). Gözeneklilik oluşumuna katkıda bulunan faktörleri anlamak ve kontrol etmek, mühendislik uygulamalarında alüminyum alaşım bileşenlerinin performansını ve güvenilirliğini iyileştirmek için esastır. Sonuç olarak, alüminyum alaşımlarındaki gözeneklilik, mekanik özelliklerini önemli     de etkileyen karmaşık bir konudur. Katılaşma dinamikleri, gaz sıkışması ve mikro yapısal özellikler arasındaki etkileşim, bu malzemelerin performansını belirlemede önemli bir rol oynar. Devam eden araştırmalar, bu mekanizmaları anlamaya ve alüminyum dökümlerde gözenekliliği en aza indirmek için etkili stratejiler geliştirmeye odaklanmaya devam etmektedir.

1.4.3. Alüminyum alaşımlarında sıvı metal temizleme yöntemleri

Sıvı metal temizliğini korumak, yüksek kaliteli alüminyum dökümler üretmenin önemli parametrelerinden biridir. Alüminyum döküm proseslerinde, eriyikteki çözünmüş hidrojeni, çift filmli oksit tabakalarını ve diğer safsızlıkları ortadan kaldırmak çok önemlidir. Bu konuyu ele alan bir çalışmada sektörde yaygın olarak kullanılan sıvı metal temizleme tekniklerine odaklanılan ve bunların etkinliği değerlendirilmiştir. Elde ettikleri bulgular, alüminyum döküm proseslerinde sıvı metal kalitesini daha da artırmak için alternatif yöntemlerin araştırılmasının önemini vurgulamaktadır. Çalışma ayrıca, sıvı metalin saflaştırılmasında uygulanan tekniklerin verimliliğini değerlendirmek için farklı test yöntemlerinin kullanılması gerekliliğini vurgulamaktadır. Sonuç olarak, alüminyum dökümünde sıvı metalin saflaştırılması hem ürün kalitesinin hem de çevresel sürdürülebilirliğin sağlanmasında hayati bir rol oynadığını ifade etmişlerdir (Tokatlı ve ark., 2022).

Sıvı metal temizliği, döküm ve genel kalite açısından temel bir etkidir. Sıvı metal temizleme yöntemlerinin alüminyum alaşımlarına etkisi, alüminyum alaşımlarının geniş endüstriyel kullanımı ve mükemmel yapısal ve mekanik özelliklerinden kaynaklanan önemli bir konudur. Alüminyum alaşımlarının dökümünde, döküm sıcaklığı ve sıvı metalin temizliğinin, yapıda farklı fazların oluşumu, ergimiş metalin akıcılığı ve gözeneklilik gibi kusurları önemli ölçüde etkilediği bilinmektedir. Uygun sıcaklık kontrolü, döküm sürecindeki kusurların azaltılmasına, mekanik özelliklerin artırılmasına ve genel döküm kalitesinin iyileştirilmesine katkı sağlayabilir. Sonuç olarak, alüminyum alaşımlarında sıvı metalin temizliğini ve kalitesini sağlamak için döküm sıcaklığının hassas kontrolü şarttır (Deng ve ark., 2022).

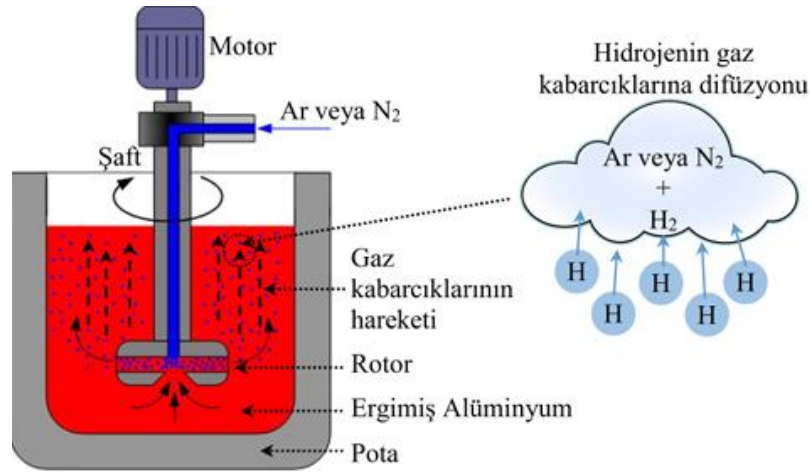
Alüminyum alaşımlarının döküm sürecinde, ergiyik metalin saflığını artırmak amacıyla çeşitli sıvı metal artırma teknikleri kullanılmaktadır. Bu teknikler arasında döner tip gaz giderme, kontrollü katılaştırma, elektromanyetik gaz giderme, püskürtme yöntemiyle gaz giderme, flaks kullanımı, ultrasonik gaz giderme ve vakum altında gaz giderme gibi yöntemler yer almaktadır (Tokatlı ve ark., 2022). Söz konusu uygulamalar, nihai ürünün yapısal bütünlüğünü ve genel kalitesini sağlamak açısından büyük önem taşımaktadır.

Gaz giderme yöntemlerinin alüminyum alaşımları üzerindeki etkileri literatürde ayrıntılı biçimde ele alınmıştır. Bu bağlamda, ergiyik işleme teknolojileri arasında yaygın biçimde tercih edilen döner tip gaz giderme yöntemidir. Bu yöntem sıvı alüminyum alaşımlarında oluşabilecek bifilm ve nitrür film içeriklerinin etkin şekilde azaltılmasına katkı sağlamaktadır (Gyarmati ve ark., 2022). Basit yapısı ve yüksek verimliliği sayesinde bu yöntem, endüstriyel uygulamalarda sıklıkla kullanılmaktadır (Lazaro-Nebreda ve ark., 2022).

Buna ek olarak, ergime sıcaklığına yakın koşullarda uygulanan ultrasonik işlem; çözünmüş gazların ortamdaki uzaklaştırılması, ısıtma açısının iyileştirilmesi, kalıntıların aktif hale getirilmesi, çekirdeklenme davranışının teşvik edilmesi ve tane yapısının inceltilmesi yoluyla, işlenmiş metalik yapıların mekanik ve mikroyapısal özelliklerini önemli ölçüde geliştirmektedir (Lebon ve ark., 2015). Ultrasonik gaz giderme yönteminin, kısa süreli uygulama sonrasında alaşımın neredeyse teorik yoğunluğa ulaşmasını sağlayarak mekanik özelliklerini önemli şekilde iyileştirdiği de gösterilmiştir (Puga ve ark., 2014).

Tokatlı ve arkadaşlarının yürüttüğü çalışmada, A356 tipi alüminyum alaşımına 720 °C’de döner gaz giderme yöntemi uygulanarak bu tekniğin etkinliği değerlendirilmiştir. Elde edilen bulgular, gaz giderme tekniklerinin ve dolayısıyla sıvı metal arıtma işlemlerinin döküm kalitesine olan etkilerini açıkça ortaya koymaktadır (Tokatlı ve ark., 2022).

Alüminyum dökümlerdeki kusurları önlemek için sıvı metalin temizliğinin korunması çok önemlidir. Fe gibi yabancı maddelerin sıvı metal içerisinde bulunması döküm kalitesini büyük ölçüde etkileyebilir. Bu yabancı maddeler, filtreleme işlemleriyle uzaklaştırılarak döküm malzemesinin bütünlüğünü korur (Moraes ve ark., 2006). Alüminyum alaşımlarındaki sıvı metalden Fe’yi uzaklaştırmak için çökeltme, ergitme, gazdan arındırma ve filtreleme dahil olmak üzere çeşitli sıvı metal temizleme yöntemleri kullanılabilir (Cao ve Campbell, 2004). Ek olarak, ergiyik-aşırı ısıtma işlemi, kimyasal modifikasyon, yüksek soğutma hızları altında katılaştırma ve denge dışı ısı işlem gibi tekniklerin, yüksek Fe seviyelerine sahip alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirdiği gösterilmiştir (Zhou ve ark., 2021). Sıvı metal temizliği için filtrasyon yöntemlerinin kullanılması ve döküm esnasında oksidasyonun en aza indirilmesi, alüminyum alaşımlı dökümlerin kalitesinin korunması için kritik öneme sahiptir. Şekil 1.7’de döner tip gaz giderme cihazının şematik gösterimi verilmiştir (Wu ve ark., 2022; Keskin 2025).



Şekil 1.7. Döner tip gaz giderme metodunun şematik gösterimi (Wu vd., 2022)

Alüminyum alaşımları için döner tip gaz giderme yöntemi, ergimiş metalden çözünmüş hidrojen ve diğer gaz halindeki safsızlıkları etkili bir şekilde gidererek alüminyum dökümlerin kalitesini artırmayı amaçlayan kritik bir işlemdir. Şekil 1.7’de görseli verilen bu yöntem tipik olarak, türbülans yaratan ve gaz kabarcıklarının eriyikten kaçmasını kolaylaştıran dönen bir pervane aracılığıyla argon veya azot gibi bir temizleme gazının enjekte edilmesini içerir (Podaşil ve ark., 2022; Gyarmati ve ark., 2019). Bu işlemin verimliliği, rotorun tasarımı, temizleme gazının akış hızı ve işlem süresi dahil olmak üzere çeşitli parametrelerden etkilenir (Mostafaei ve ark., 2016). Araştırmalar, döner tip gaz gidermenin, etkinliği ve çeşitli üretim ölçeklerine uyarlanabilirliği nedeniyle alüminyum endüstrisinde en yaygın kullanılan tekniklerden biri olduğunu göstermektedir (Wang ve ark., 2011). Yöntemin, son döküm ürünlerinde gaz gözenekliliğini önlemek için çok önemli olan ergimiş alüminyumdaki hidrojen içeriğini önemli ölçüde azalttığı gösterilmiştir (Yahya ve ark., 2011).

Ayrıca bu yöntem hem çevre hem de insan sağlığı için risk oluşturan gaz giderme tabletlerine olan ihtiyacı ortadan kaldırmaktadır. Gaz giderme işlemleri sırasında, ergimiş metal içindeki hidrojen gazı, sanki ergiyik boyunca homojen bir basınç dağılımı içinde yer almakta ve eşit şekilde dağılmaktadır. Hidrojen gazının giderilmesinin ardındaki prensip, hidrojen gazının eriyik içindeki daha yüksek basınçlı bölgelerden inert gaz tarafından oluşturulan daha düşük basınçlı bölgelere doğru hareketine dayanır. Bu, hidrojen seviyelerinde etkili bir düşüş sağlayarak alüminyumun genel kalitesini artırır. Hidrojen gazı sıvı metal içerisinde hareket edebilir ve basıncını neredeyse havada olduğu kadar hızlı bir şekilde eşitleyebilir. Bu, metalin her parçasının inert gazla doğrudan temas gereksinimini ortadan kaldırır. Bir alüminyum

eriyiğinin gazdan arındırılmasının verimliliği ve hızı iki temel faktöre bağlıdır. Döner tip gaz giderme yöntemi, ergimiş metale enjekte edilen inert gazın yüzey alanını artırma prensibine dayanır. İnert gaz kabarcıklarının yüzey alanı ne kadar büyük olursa, gaz giderme işlemi o kadar etkili ve hızlı olur. Sabit bir gaz hacmi için, daha küçük kabarcık boyutları daha büyük bir toplam yüzey alanı sağlayarak sıvı metalin gazının daha iyi ve daha verimli bir şekilde alınmasına yol açar (Tokatlı, 2022). Döner tip gaz giderme metodu yanlış parametreler ile uygulandığında, ergimiş metalde çok sayıda girdap oluşabilir ve atmosferden gelen oksijenin eriyikle reaksiyona girmesine izin verebilir. Bu durum hidrojen içeriğini azaltırken, mikro yapıda gözeneklerin ve inklüzyonların oluşmasına yol açabilir. Bu kusurlar alüminyum ve alaşımlarının mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyerek genel kalitelerinden ödün vermelerine neden olabilir (Ni ve ark., 2003).

1.4.4. Alüminyum alaşımlarında sıvı alüminyum kalite testleri

Alüminyum döküm tesislerinin temel hedefi, rekabetin yoğun olduğu pazar koşullarında maliyet etkinliği sağlayarak yüksek kaliteli ürünler üretmektir. Bu hedef doğrultusunda, döküm endüstrisinde yaygın olarak yüksek oranda alaşımlandırılmış ana alaşımlar ile birlikte birincil ve ikincil alüminyumlar kullanılmaktadır. Ancak döküm ürünlerinin kalitesini doğrudan etkileyen en kritik unsurlardan biri, ergimiş metalin saflığı ve bütünlüğüdür. Ergitme işlemi sırasında meydana gelen kusurlar, doğrudan nihai mikroyapıya yansımakta ve ürün performansında önemli sapmalara neden olabilmektedir. Bu nedenle, kaliteli bir döküm elde etmenin ilk adımı, eriyik metalin kalitesinin hassasiyetle kontrol altına alınmasıdır (Keskin, 2025).

Sıvı metal temizliği, sistemdeki inklüzyonların, çözünmüş hidrojenin ve daha az oranda da olsa istenmeyen kalıntı elementlerin miktarının azaltılmasını kapsamaktadır. Bu tür safsızlıklar, belirli sınırların üzerine çıktığında döküm ürünlerinde istenmeyen fiziksel ve mekanik özellikler meydana gelmekte; dolayısıyla malzeme kalitesi olumsuz etkilenmektedir. Bu bağlamda, eriyik metalin döküm aşamasına kadar olan süreçte sürekli olarak izlenmesi ve kontrol edilmesi büyük önem taşımaktadır.

Eriyik bileşiminin ve kalitesinin yerinde ve anlık analizine olanak sağlayan teknolojiler, döküm süreçlerinde hızlı müdahalelere imkân tanıyarak proses verimliliğini artırmakta ve

üretim optimizasyonunu desteklemektedir. Sıvı fazda gerçekleştirilen bu gerçek zamanlı ölçümler, daha sonra yapılacak katı hâl karakterizasyonlarını da kolaylaştırarak zaman ve maliyet tasarrufu sağlamaktadır.

Son yıllarda, ergiyikteki safsızlıkların etkin şekilde tespit edilmesi ve giderilmesi amacıyla çeşitli ileri analiz yöntemleri geliştirilmiş ve uygulamaya alınmıştır. Bu yöntemler arasında Termal Analiz Yöntemi, X-Işını Görüntüleme, Tatur Testi, Akışkanlık Testi, Ultrasonik Test, Prefil Footprinter, PoDFA (Porosity and Density for Filtration Analysis), Qualiflash Testi, Elektriksel Direnç Ölçümü (LIMCA), Vakum Altında Katılaştırma (VAK) ve K-Mold Testi gibi teknikler yer almaktadır. Bu analiz teknikleri, hem sıvı metalin hem de döküm sonrası ürünlerin kalitesinin güvenilir biçimde değerlendirilmesine imkanı sunar. Böylece ileri düzey kalite kontrol süreçlerinin temelini oluşturmaktadır.

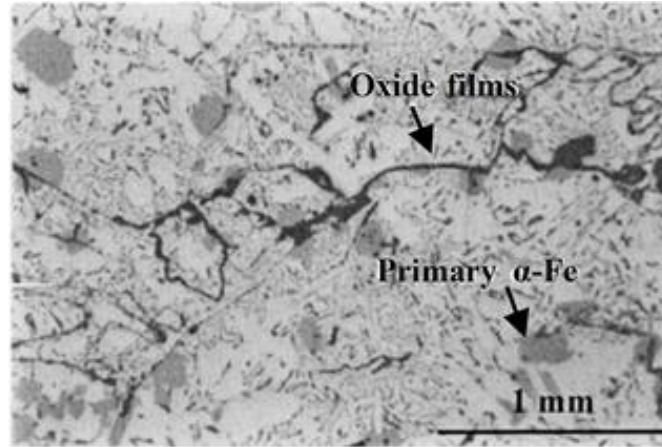
1.4.5. Alüminyum alaşımlarında demir elementinin etkisi

Alüminyum alaşımlarının döküm kalitesi üzerinde etkili olan unsurlardan biri, alaşım bileşiminde bulunan elementlerdir. Bu elementlerden biri olan ve istenerek veya istenmeden alaşımda var olan demir, alüminyum alaşımlarının döküm kalitesi üzerinde karmaşık bir etkiye sahiptir. Literatürde yapılan araştırmalar, Fe'nin alaşımlardaki mikroyapı ve mekanik özellikler üzerinde belirgin bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. Özellikle yüksek Fe içeren alaşımların döküm kalitesini artırmak için çeşitli yöntemler ve süreçler üzerinde çalışmalar yapılmıştır (Wang ve ark., 2020). Fe alüminyum döküm alaşımlarında en yaygın ve zararlı yabancı madde olarak kabul edilmekte ve döküm kusurlarının artmasına neden olmaktadır (Lü ve Dahle, 2005). Fe, alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahiptir ve alüminyum alaşımlarında malzemenin özelliklerini olumsuz yönde etkileyebileceği için zararlı bir yabancı madde olarak kabul edilir (Chen ve ark., 2011). Alüminyum alaşımlarındaki Fe elementinin sıvı metal kalitesine etkisi, özellikle intermetalik fazların oluşumu ve dağılımı üzerinden incelenmektedir. Fe eklenmesi, sıvı alaşımın özelliklerini değiştirir ve katılaşma sürecinde mikroyapıyı etkiler. Bu nedenle, Al-Fe intermetalik fazların oluşumu ve büyümesi, alaşımın mekanik ve korozyon özelliklerini belirlemede kritik bir faktördür. Bu bağlamda, alaşımların bileşimindeki Fe elementinin dikkatlice kontrol edilmesi ve intermetalik faz oluşumunun yönetilmesi, alaşımların istenilen özelliklere sahip olmasını sağlamak için önemlidir. Fe'nin alaşımlardaki miktarı, dağılımı ve intermetalik fazların

kontrolü, alüminyum alaşımlarının sıvı metal kalitesi üzerinde belirleyicidir ve sıvı metalin kalitesini önemli ölçüde etkiler. Fe, alüminyum alaşımlarında ayrıca işlem sırasındaki davranışlarını etkiler.

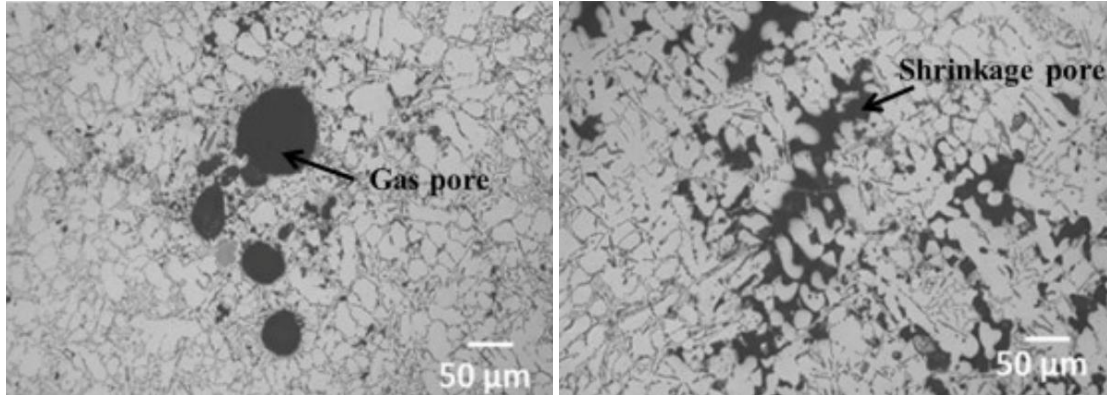
Fe'nin varlığı, alüminyum alaşımlarının katılaşma sürecinde ara fazların oluşumunu teşvik edebilir, bu da nihai ürünün özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilir (Moraes ve ark.,; Zhang ve ark., 2020; Mohan ve ark., 2022). Alüminyum döküm alaşımlarındaki demir içeriği, alaşımların mekanik özelliklerinin, korozyon direncinin ve oksidasyon davranışının belirlenmesinde hayati bir rol oynamaktadır. Fe içeren intermetalik fazların varlığı, malzemenin sünekliğini ve tokluğunu olumsuz yönde etkileyebilir; bu da alüminyum döküm proseslerinde demir içeriğinin kontrol edilmesi ve yönetilmesinin önemini vurgular. Fe safsızlığı ikincil alüminyum alaşımlarında özellikle zararlıdır ve hem mekanik hem de döküm özelliklerini olumsuz yönde etkilediğinden Fe'nin alaşımlardaki mikroyapı, mekanik özellikler ve döküm süreçleri üzerindeki etkileri, alaşımların geliştirilmesi ve endüstriyel uygulamaları için önemli bir araştırma alanı olmaya devam etmektedir. (Dietrich ve ark., 2017; Al-Helal ve ark., 2020).

Alüminyum alaşımlarındaki Fe'nin etkisi, alaşımların katılaşma hızı ve mikroyapısı üzerinde de belirgin olabilir. Ayrıca, Fe ilavesinin alaşımların oksidasyon davranışını da etkileyebileceği belirtilmektedir. Ayrıca alüminyum alaşımlarında demirin bulunması, oksidasyon işlemleri sırasında oksit tabakalarının oluşmasına neden olabilir. Çalışmalar, Fe-Al-Si üçlü alaşımlarının oksidasyonunun, öncelikle düşük konsantrasyonlarda Fe ve Si içeren alüminyum oksitten oluşan oksit katmanlarının oluşumuyla sonuçlandığını göstermiştir (Novák ve Nová, 2019). Oksit filmlerin varlığı, dökme alüminyum alaşımlarındaki gözenekler için çekirdeklenme bölgeleri görevi görebilir ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkileyebilir (Chen ve ark., 2003). Şekil 1.8'de oksit film mikroyapı görüntüsü verilmiştir (Cao ve Campbell, 2004).



Şekil 1.8. Oksit film mikroyapı görüntüsü (Cao ve Campbell, 2004)

Alüminyum alaşımlarında demir elementinin poroziteye etkisi incelenirken, literatürde demirin alaşımlara eklenmesinin ve sonrasında oluşan porozitenin incelenmesi önem arz etmektedir. Fe elementinin alüminyum alaşımlarındaki porozite üzerindeki etkisi, özellikle alaşımanın mekanik özellikleri üzerindeki etkileriyle birlikte ele alınmalıdır. Fe, alüminyum alaşımlarındaki gözenekliliği önemli ölçüde etkiler. Alüminyum ve alaşımlarındaki safsızlıklar sert noktaların oluşmasına yol açarak döküm performansını etkileyebilir ve gözeneklilik ve büzülme boşlukları gibi kusurları teşvik etmektedir (Wang ve ark., 2023; Benetti ve ark., 2009). Araştırmalar, Fe açısından zengin intermetalik fazların, Al-Si alaşımlarında kusur oluşumunda çok önemli olduğunu, gözeneklilik ve büzülme kusurlarının gelişmesine katkıda bulunduğunu göstermiştir (Taylor ve ark., 1999). Özetle Fe, alüminyum alaşımlarında kusur oluşumunu, mekanik özellikleri ve mikroyapısal özellikleri etkileyerek gözenek oluşumunda kritik bir rol oynamaktadır. Bu nedenle, alüminyum alaşımlarında Fe varlığının kontrol edilmesi, gözenekliliğin en aza indirilmesi ve nihai dökümlerin kalitesinin ve performansının sağlanması açısından çok önemlidir. Şekil 1.9’da alüminyum alaşımlarında farklı sebeplerle oluşan gözenek görüntüsü verilmiştir (Nunes ve ark., 2023).



Şekil 1.9. Gözenek çeşitlerinden örnekler (Nunes vd. 2023)

Demirin alüminyum alaşımlarındaki etkileri incelenirken, alaşımın döküm özelliklerinin yanı sıra mekanik davranışının da önemli olduğu ortaya çıkmaktadır. Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, alaşımın bileşimi ve mikroyapısıyla yakından ilişkilidir. Literatürde yapılan araştırmalar, demirin alüminyum alaşımlarındaki rolünü açıklamaktadır. Özellikle, demirin alüminyum alaşımlarının döküm özellikleri üzerinde etkili olduğu belirtilmektedir (Mbuya ve ark., 2003; Darvishi ve ark., 2010). Bu etkiler, alaşımın demir içeriği ile doğrudan ilişkilidir ve demirin artmasıyla alaşımın mekanik özelliklerinde değişiklikler meydana gelmektedir (Yang ve ark., 2015).

Demir, özellikleri bozabilecek intermetalik fazların oluşumunu destekleyebilirken, demir içeriğini azaltmak veya belirli elementler eklemek mekanik özelliklerde iyileşmelere yol açabilir. Demir içeriğinin ve alaşım bileşiminin dikkatli kontrolü, alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin optimize edilmesinde çok önemlidir. Örneğin alüminyum alaşımlarına Sc, Zr, V ve Fe gibi belirli elementlerin eklenmesi mekanik özellikleri olumlu yönde etkilediği gösterilmiştir (Gumen ve ark., 2022; Švecová ve ark., 2017).

Alaşımında mevcut olan Fe'nin yapıdan uzaklaştırılması, ürün özelliklerini iyileştirmek için hedeflenmektedir. Sıvı metalden, özellikle alüminyum alaşımlarından demirin uzaklaştırılması söz konusu olduğunda çeşitli yöntemler kullanılarak yapıdan Fe uzaklaştırmak istenmektedir. Ayrıca, alüminyum alaşımlarına Mg ve Si eklenmesinin reaksiyon hızlarını ve hidrojen verimlerini arttırdığı ve bunun da Fe'nin uzaklaştırılmasına potansiyel olarak yardımcı olabileceği gösterilmiştir (Meroueh ve ark., 2020). Sonuç olarak, alüminyum alaşımlarından demirin uzaklaştırılması, deoksidasyon dengesi ve magnezyum ve silisyum gibi elementlerin

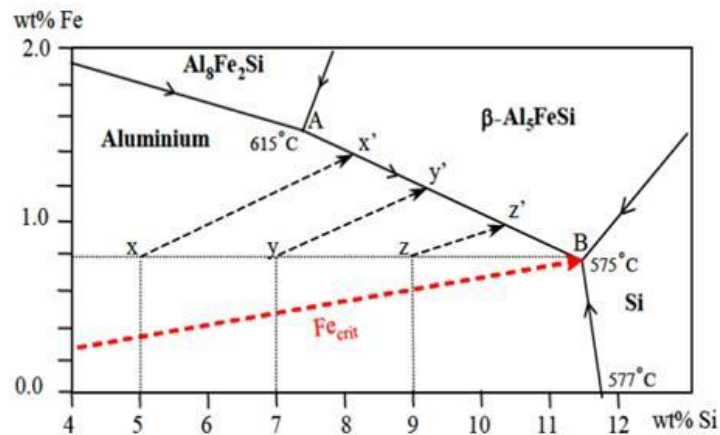
eklenmesi gibi çeşitli faktörlerden etkilenebilir. Bu yöntemler, sıvı metaldeki demir içeriğini azaltarak alüminyum alaşımlarının saflığını ve kalitesini korumada önemli rol oynar.

Alüminyum alaşımlarında demir (Fe) seviyesinin artması, alaşımların sünekliğinde belirgin bir azalmaya yol açmaktadır. Demir içeriği yükseldikçe çekme dayanımı düşerken, akma dayanımı ise önemli ölçüde etkilenmemektedir. Ancak süneklik, akma dayanımına ulaşılmadan gevrek kırılmayla sonuçlanacak şekilde olumsuz etkilenmektedir. Demirin negatif etkileri, düşük Fe seviyelerinde dahi başlamaktadır ve kritik Fe değerine yaklaşıldıkça bu etkiler daha belirgin hâle gelmektedir.

Demirin süneklik üzerindeki olumsuz etkisi iki ana faktöre dayanmaktadır:

- Demir içeren intermetalik fazların, özellikle β -fazının, hem boyutu hem de miktarı demir seviyesinin artmasıyla birlikte yükselmekte; bu intermetalik bileşikler, kırılma mekanizmalarında doğrudan rol oynayarak sünekliğin azalmasına neden olmaktadır.
- Demir içeriğinin artması aynı zamanda porozite oranının yükselmesine sebep olmakta, bu da mekanik özelliklerde, özellikle süneklik üzerinde ek bir olumsuz etki yaratmaktadır (Niu ve ark., 1998).

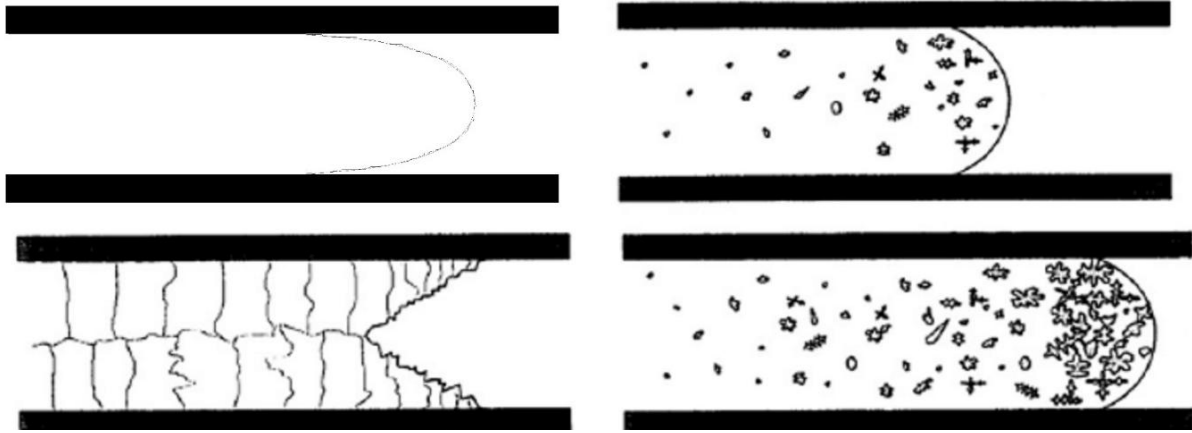
Kritik demir seviyesi, alaşımın silisyum (Si) içeriğiyle doğrudan bağlantılı olduğu yapılan araştırmalarda vurgulanmıştır. Şekil 1.10'da, Taylor'un 2004 yılında gerçekleştirdiği çalışmaya dayanarak Al-Si-Fe üçlü faz diyagramının bir kesiti sunulmuş ve bu ilişki detaylı şekilde açıklanmıştır.



Şekil 1.10. Fe_{crit} demir seviyeleri ile birincil Al katılaşmasını gösteren üçlü Al-Si-Fe faz diyagramı ve 5%Si (x-x'), 7%Si (y-y') ve 9%Si (z-z') alaşımları- 0,8%Fe (Taylor 2004).

Şekil 1.10’da gösterildiği üzere, alaşımın silisyum (Si) içeriği arttıkça, β -fazının oluşumundan önce tolere edilebilecek demir miktarı da yükselmektedir. Örneğin, %5 Si içeriğinde kritik demir oranı yaklaşık %0,35 iken, %7 Si’de yaklaşık %0,5, %9 Si’de %0,6 ve %11 Si’de ise %0,75 civarındadır. Ayrıca, sabit demir oranlarında silisyum miktarının artmasıyla birlikte β -fazının oluşabileceği sıcaklığın düştüğü belirtilmiştir. β -faz alanı ile Al faz alanı arasındaki AB çizgisi, en büyük ve mekanik olarak en zararlı intermetalik taneciklerin ortaya çıktığı kritik bir bölge olarak tanımlanmıştır (Taylor, 2004).

Alüminyum alaşımlarındaki akışkanlık, çeşitli faktörlerden etkilenen kritik bir özelliktir. Alüminyum alaşımlarında akıcılığı etkileyen faktörler arasında malzemenin kimyasal bileşimi, yüzeydeki film tabakasının yapısal özellikleri, kusurların varlığı ve dağılımı gibi faktörler bulunmaktadır. Alaşım elementleri katılaşma aralığını, dendrit tutarlılık sıcaklığını ve faz bileşimini değiştirmede önemli bir rol oynayarak akışkanlığı etkiler (Zhang ve ark., 2021). Şekil 1.11’de akıcılık esnasında sıvı metalin ilerlemesi şematik olarak verilmiştir (Ravi ve ark., 2008).



Şekil 1.11. Sıvı metalin kesitte ilerlemesine dair şematik görüntü (Ravi 2008).

Alüminyum alaşımlarının akışkanlığı, akışkanlığı azaltabilen alüminyum oksit gibi kalıntıların varlığından da etkilenir (Taghaddos ve ark., 2009). Ayrıca katılaşma modu, metal bileşimi ve döküm sıcaklığı gibi döküm koşulları alüminyum alaşımlarının akışkanlığını etkileyen kritik faktörlerdir (Haga ve ark., 2021). Çalışmalar, alüminyum alaşımlarının akışkanlığının nadir toprak elementleri eklenerek geliştirilebileceğini göstermiştir (Niu ve ark., 2022). Al-Ti-C ve La gibi alaşım elementleri, katılaşma aralığını ve faz bileşimini değiştirerek

alüminyum alaşımlarının akışkanlığını artırabilir (Zhang ve ark., 2021). Ayrıca alüminyum alaşımlarının tane incilmesi de akışkanlığını etkileyebilir (Dahle ve ark., 1996).

Alüminyum alaşımlarının akışkanlığının katılma aralığı, katılma sıcaklığı ve alaşım elementleri gibi çeşitli faktörlerden etkilendiği rapor edilmiştir (Ravi ve ark., 2008). Fe elementi, alüminyum alaşımlarında akıcılık üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Alüminyum alaşımlarının akıcılığı, içerdikleri Fe miktarına, alaşımın bileşimi ve katılma süreci gibi faktörlere bağlı olarak değişebilir. Bu nedenle, Fe elementinin alüminyum alaşımlarındaki akıcılığa etkisini anlamak için katılma hızı, mikroyapı ve mekanik özellikler bir arada değerlendirilmelidir. Alüminyum alaşımlarında demirin varlığı, katılma sırasında ara fazların oluşumunu teşvik ederek akışkanlıklarını etkileyebilir (Moraes ve ark., 2006). Bu ara fazlar, interdendritik akış kanallarını tıkayarak akışkanlığın azalmasına neden olabilir (Timelli ve Bonollo, 2007). Sonuç olarak Fe, diğer elementlerle etkileşimi, intermetalik bileşiklerin oluşumu ve katılma süreçleri üzerindeki etkisi yoluyla alüminyum alaşımlarının akışkanlığını etkilemede çok önemli bir rol oynar.

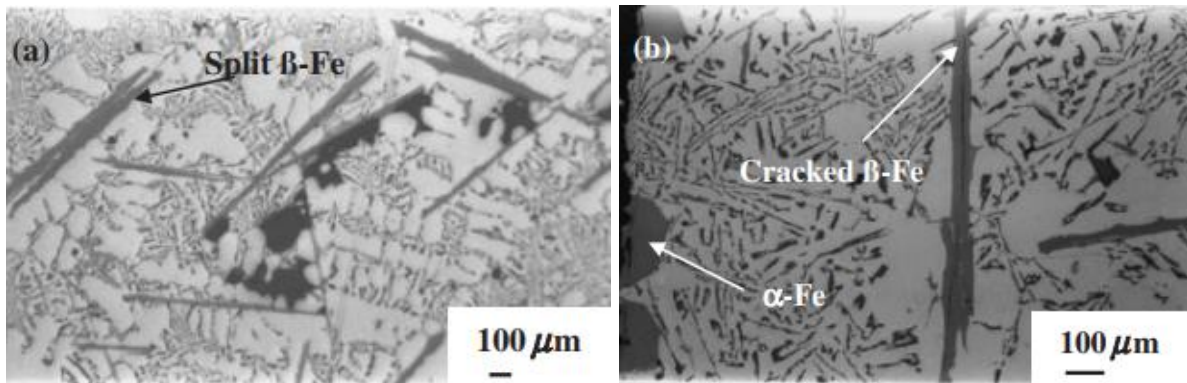
Alüminyum alaşımlarının akışkanlığı, alaşım elementleri, kalıntılar, döküm koşulları ve spesifik alaşım bileşimlerinin karmaşık bir etkileşimidir. Bu faktörlerin anlaşılması ve kontrol edilmesi, çeşitli döküm proseslerinde alüminyum alaşımlarının akışkanlığının optimize edilmesi için gereklidir. Döküm sıcaklığının akıcılığı nasıl etkilediği düşünüldüğünde, aşırı yüksek döküm sıcaklıkları akışkanlığı artırabilir ancak olumsuz etkileri olabileceği görülmektedir (Asan ve Çolak, 2022).

1.4.6. Alüminyum alaşımlarının mikroyapısında ortaya çıkan intermetalikler

Alüminyum alaşımlarındaki intermetalik bileşiklerin varlığı, oluşumu ve modifikasyonu, mekanik özelliklerin, sünekliğin ve genel performansın belirlenmesinde önemli bir rol oynar. İntermetaliklerin varlığı alaşımların mekanik özelliklerini, sünekliğini ve kırılma tokluğunu etkileyebilir (Samuel ve ark., 1998).

Alüminyum alaşımlarındaki Fe, alaşımların özelliklerini ve davranışını etkileyen çeşitli metaller arası bileşikler oluşturur (Kasai ve ark., 2015). Demir ve alüminyum arasındaki etkileşimle alüminyum ve diğer elementlerle kolaylıkla intermetalik bileşikler oluşturabilir ve

bu da alaşımanın genel özelliklerinin etkilenmesine yol açar (Shankar ve Apelian, 2002; Haga ve ark., 2005). Fe intermetalik oluştururken sıvı metal içerisindeki elementlere bağlı olarak değişim göstermektedir. Fe, Al-Si döküm alaşımlarında metaller arası parçacıkların oluşumuna katkıda bulunan yaygın bir yabancı madde olarak kabul edilir (Song ve ark., 2019; Tzeng ve ark., 2018). Al-Si-Fe sistemindeki intermetalik fazların stabilitesi, alaşım bileşimi ve soğuma hızından etkilenir ve bu da değişen koşullar altında farklı intermetalik fazların baskın olmasına yol açar (Khalifa ve ark., 2003). β - Al_5FeSi , Al_9FeSi_2 , Al_3FeSi_2 ve diğerleri gibi Fe açısından zengin intermetalik fazlar, genellikle Fe içeren alüminyum döküm alaşımlarında oluşturulur ve alaşımanın özelliklerini daha da etkiler (Kuchariková ve ark., 2018). Ayrıca alüminyum alaşımlarında Al_6Fe gibi Fe açısından zengin intermetalik fazların oluşumu meydana gelebilir ve bu durum onların özelliklerini etkileyebilir (Tiryakioğlu, 2020). Ek olarak, alüminyum alaşımlarına magnezyum gibi elementlerin eklenmesi, arayüzlerde Fe_2Al_5 gibi spesifik intermetalik bileşiklerin oluşumunu destekleyebilir (Watanabe ve ark., 2009). Bu intermetalik fazlar arasında β - Al_5FeSi gibi plak/iğne demir intermetalik fazlarının alaşımanın dayanımını ve kırılma tokluğunu önemli ölçüde azaltabileceği belirtilmektedir (Samuel ve ark., 1998). Ayrıca alüminyum alaşımı ile katı çelik arasındaki etkileşimin, Fe-Al intermetalik bileşik katmanlarının oluşumunu tetiklediği gösterilmiştir (Zhang ve ark., 2011). Çalışmalar ayrıca metaller arası bileşiklerin, alüminyum alaşımlı çelik bağlantılar gibi farklı metal bağlantıların mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini araştırmış ve metaller arası bileşenlerden oluşan farklı bölgelerin varlığını ortaya çıkarmıştır (Sadeghi-Ghogheri ve ark., 2016). Guo ve ark., (2021), Al-Fe intermetaliklerinin ve Si safsızlıklarının alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri üzerindeki olumsuz etkilerini vurgulamıştır. Şekil 1.12 alaşım içerisinde oluşan çeşitli intermetaliklerin görüntüsü verilmiştir (Cao and Campbell, 2006).



Şekil 1.12. Alaşım mikroyapısında oluşan çeşitli intermetalikler (Cao and Campbell, 2006)

Alüminyum alaşımlarının mikroyapısındaki değişiklikler, alaşım bileşimi, soğutma hızı ve işleme koşulları gibi faktörlere bağlı olabilir. Örneğin, yavaş soğutma koşullarında, alaşımın mikroyapısında Al_9FeNi , $Al_7(CuNi)_5$, Si, Al_2Cu ve Al_2CuMg gibi grost eutektik bileşiklerin bulunduğu karmaşık yapılar oluşabilir (Liu ve ark., 2014). Ayrıca, soğutma hızının değiştirilmesi kristalleşme sürecini etkileyebilir ve dolayısıyla mikroyapı bileşenlerinin malzeme özelliklerini etkileyebilir (Tupaj ve ark., 2016). Ayrıca Al-Si alaşımlarında küçük miktarlardaki Fe'nin varlığının, $\beta-Al_5FeSi$ ($\beta-Fe$) gibi intermetalik fazların oluşumunu teşvik ettiği ve bu durumun malzemenin mekanik özelliklerini kötüleştirdiği belirtilmektedir (Narducci ve ark., 2021). Sonuç olarak demir, alüminyum alaşımlarının mikro yapısının ve özelliklerinin şekillendirilmesinde çok önemli bir rol oynamaktadır. Varlığı intermetalik fazların oluşumuna yol açabilir, mekanik özellikleri etkileyebilir, aşınma direncini etkileyebilir ve oksidasyon davranışını etkileyebilir.

Alüminyum alaşımlarındaki mikroyapı üzerindeki etkileri anlamak için çeşitli analiz yöntemleri kullanılmaktadır. Örneğin, enerji dağılımlı spektrometre (EDS), optik mikroskop (OM), X-ışını difraksiyon analiz cihazı (XRD), evrensel test cihazı ve Vickers sertlik test cihazı gibi araçlar, alaşımların mikroyapısının evrimi ve mekanik özelliklerinin analizinde kullanılmaktadır (Zhang ve ark., 2020). Bu bağlamda, alüminyum alaşımlarının mikroyapısını anlamak ve optimize etmek, alaşımların mekanik özelliklerini geliştirmek ve istenilen özelliklere sahip malzemeler elde etmek için önemlidir. Bu çalışmalar, alüminyum alaşımlarının endüstriyel, inşaat ve taşımacılık gibi çeşitli sektörlerde yaygın olarak kullanılmasını sağlayan yüksek mukavemet, yüksek dayanıklılık, düşük yoğunluk gibi kapsamlı özelliklerin elde edilmesine katkıda bulunmaktadır (Dai ve ark., 2022).

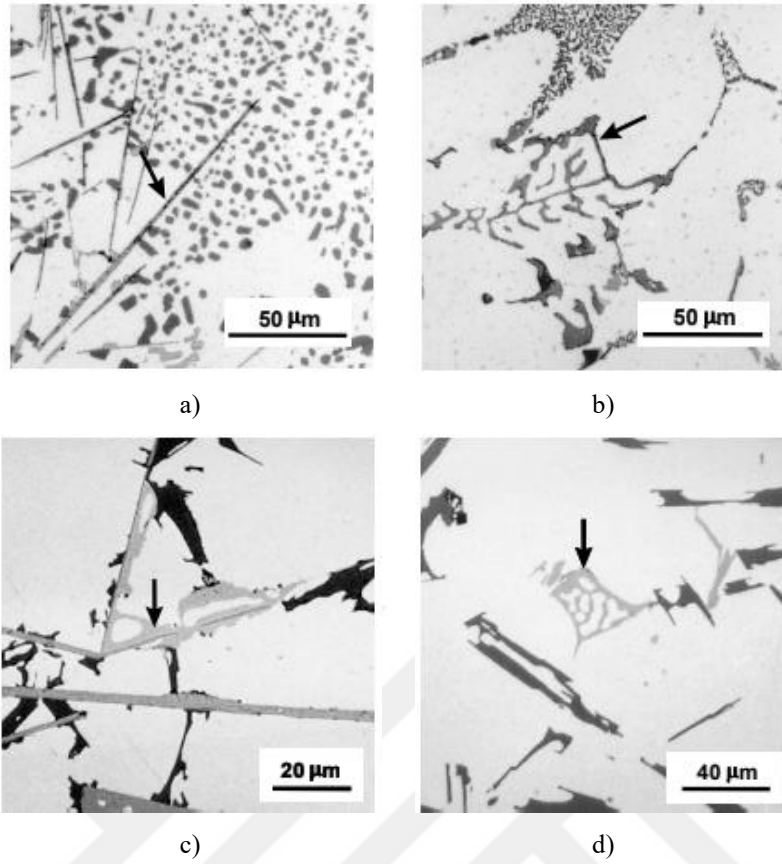
Alüminyum alaşımlarında intermetalik bileşiklerin oluşumu ve modifikasyonu, alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini ve sünekliğini doğrudan etkilemektedir. İntermetaliklerin modifikasyonu veya sıvı metalden uzaklaştırılması sağlandığında alüminyum alaşımlarının özelliklerini etkileyebilmektedir. Sonuç olarak, sıvı metal temizleme tekniklerinin alüminyum alaşımlarına uygulanması, yüzey özelliklerinin değiştirilmesinde, malzeme özelliklerinin geliştirilmesinde ve metaller arası bileşiklerin oluşumunun etkilenmesinde çok önemli bir rol oynamaktadır. Bu etkilerin anlaşılması, çeşitli uygulamalarda alüminyum alaşımlı bileşenlerin performansının ve dayanıklılığının artırılması açısından önemlidir.

Demir, sıvı alüminyum ve alaşımlarında yüksek oranda çözünür olmasına rağmen, katı içinde çok az çözünürlüğe sahiptir ve bu nedenle çeşitli tiplerde intermetalik faz parçacıkları oluşturmak için diğer elementlerle bileşik oluşturmaya eğilimlidir (Mondolfo, 1976). Si olmadığında, oluşan yaygın fazlar Al_3Fe ve Al_6Fe 'dir; Si bulunduğunda ise bilinen fazlar Al_8Fe_2Si (alfa ya da α -fazı) ve Al_5FeSi (beta ya da β) fazıdır. Eğer Mg ve Si bulunuyorsa $Al_8FeMg_3Si_6$ şeklinde alternatif bir π fazı oluşabilir. Mn bulunduğunda ise bu faz farklı bir α fazı oluşturur. Ni, Co, Cr, Be bulunduğunda oluşan nadir fazlar da mevcuttur. Al-Cu alaşımlarında oluşması muhtemel intermetalik fazlar ise Al_3Fe ve Al_6Fe , $FeAl_6$ (alfa ya da α -fazı) ve Cu_2FeAl_7 (beta ya da β -fazı), $CuAl_2$ (θ) fazlarıdır. Al-Si, Al-Mg-Si ve Al-Cu alaşımlarında oluşabilecek fazlar Çizelge 1.5'te verilmiştir (ASM Metals Handbook, 1994).

Çizelge 1.5. İntermetalik fazlar (ASM Metals Handbook, 1994).

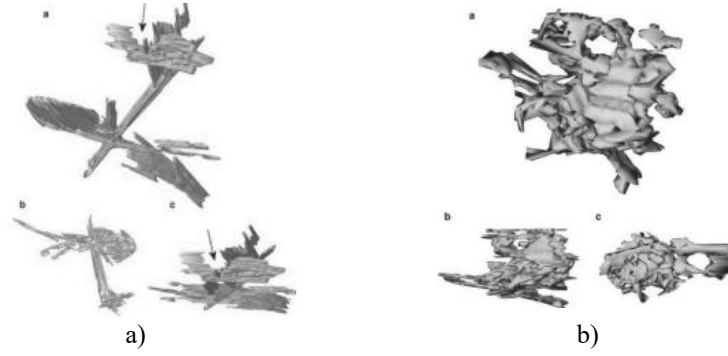
Al-Si	Al-Si-Mg	Al-Cu
• Fe_3SiAl_{12} • $Fe_3Si_2Al_{12}$ • $\alpha(Al-Fe-Si), (Al-Fe-Si)$ • $(Fe,Cu)_3SiAl_{12}$ • $\alpha(Al-Fe,Cr-Si)$ • $(Fe,Mn)_3SiAl_{12}$ • $\alpha(Al-Fe,Mn-Si)$ • $\alpha-Al_8Fe_2Si$ • $\beta-Al_5FeSi$ • $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$	• $FeMg_3Si_6$ • $Al_8FeMg_3Si_6$ • $\beta-Al_5FeSi$	• Al_3Fe ve Al_6Fe • $CuAl_2$ (alfa ya da α-fazı) • Cu_2FeAl_7 (beta ya da β-fazı)

Tabloda listelenen fazlar, Al-Si alaşımlarının mikroyapısında mikroskop altında farklı morfoloji ve renklerle belirgin biçimde ayırt edilebilmektedir. Aşağıda verilen Şekil 1.13'te farklı fazların görünümüne ait örnekler verilmiştir.



Şekil 1.13. Al-%5Si-%1Cu-%0.5Mg-(Fe) alaşımlarında tipik morfolojilerini gösteren çeşitli yaygın demir içeren intermetaliklerin fotomikrografları
(a) β - Al_5FeSi trombositleri; (b) yazı benzeri α - $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$; (c) β' 'dan büyüyen π -fazı; (d) yazı benzeri π -fazı
(Taylor, 2004)

Şekilde görüldüğü gibi, fazlar çeşitli morfolojilerde karşımıza çıkmaktadır. Şekil 1.13b'de yer alan α fazı yazı benzeri bir şekle sahiptir. Buna karşın, α fazının farklı bir versiyonu olan $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ daha kompakt ve blok şeklinde olup, bazen çokyüzlü kristaller olarak da gözlemlenebilir. Şekil 1.13d'deki π fazı da yazı benzeri bir morfoloji sergilemekte olup, her zaman olmasa da β fazı ile yakın ilişki içindedir (Şekil 1.13c). Bu ilişki, farklı morfolojilerin ortaya çıkmasına neden olmaktadır. Şekil 1.14a'da ise β fazının morfolojisi görülmektedir; bu faz, iğne benzeri yapıya sahip olup “ β trombositleri” olarak adlandırılmaktadır (Dinnis ve ark., 2005). Demir intermetaliklerinin bu farklı şekil ve morfolojileri, demirin dökülebilirlik ve mekanik özellikler üzerindeki etkilerinde önemli bir rol oynamaktadır.



Şekil 1.14. a) Birbirine bağlı β - Al_5FeSi trombositleri ve b) yazı benzeri α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ fazlarının 3 boyutlu rekonstrüksiyonları (Dinnis et al. 2005)

1.4.7. Alüminyum alaşımlarında karbon çelik ve paslanmaz çelik kullanımının etkisi

Karbon çeliği, paslanmaz çelik ve alüminyum alaşımları arasındaki etkileşim, özellikle korozyon direnci, mekanik özellikler ve intermetalik bileşiklerin oluşumu ile ilgili olarak önemli bir çalışma alanıdır. Her malzeme, havacılık, otomotiv ve yapı mühendisliği gibi uygulamalardaki performanslarını etkileyebilecek çeşitli çevre koşullarına maruz kaldığında farklı davranışlar sergiler. Korozyon direnci, alüminyum alaşımlarının karbon çeliği ve paslanmaz çelik ile uyumluluğu düşünüldüğünde kritik bir faktördür. Çalışmalar, alüminyum alaşımlarının karbon çeliği ile temas ettiğinde, özellikle çukurlaşma korozyonunun alüminyum yüzeylerde yaygın olarak meydana gelebildiği klorür içeren ortamlarda korozyona daha duyarlı olduğunu göstermiştir (Solé ve ark., 2015). Tersine, paslanmaz çelik, özellikle AISI 304 gibi çeşitler, alüminyum alaşımlarına kıyasla alkali ortamlarda daha iyi korozyon direnci gösterir ve bu da daha az agresif etkileşimlere yol açabilir (Fabris ve ark., 2024). Ayrıca, karbon çeliğinin varlığı, paslanmaz çelikte karşılaştırıldığında alüminyumun karbon çeliğiyle eşleştirildiğinde gözlenen daha yüksek korozyon oranlarıyla kanıtlandığı gibi, alüminyum alaşımlarının korozyonunu daha da kötüleştirebilir (Masahashi ve ark., 2005). Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, karbon çeliği ve paslanmaz çelikte etkileşimlerinden de etkilenebilir. Kaynak işlemleri sırasında arayüzde IMC'lerin oluşumu, bağlantı mukavemetini önemli ölçüde etkileyebilir. Örneğin, FeAl_3 ve Fe_2Al_5 gibi metalik olmayan katmanların varlığı, bağlantının genel mekanik performansına zarar veren kırılgan arayüzlere yol açabilir (Yao ve ark., 2023; Wang ve ark., 2013). Bakır ve silisyum gibi alaşım elementlerinin eklenmesinin, bu metalik

olmayan katmanların büyümesini azalttığı ve böylece alüminyum alaşımları ile çelik arasındaki bağ mukavemetini artırdığı gösterilmiştir (Saito ve ark., 2009).

Paslanmaz çelik ve karbon çeliği ile A356 alüminyum alaşımı arasındaki etkileşim, özellikle döküm ve kompozit malzemeler bağlamında, malzeme biliminde büyük ilgi gören bir konudur. A356 alaşımının paslanmaz çelik ve karbonlu çelik ile döküm işlemi sırasında, kompozit malzemenin mikro yapısını ve mekanik özelliklerini etkileyen çeşitli olaylar meydana gelebilir. A356 ve paslanmaz çelik arasındaki arayüz mikro yapısı, kompozitin genel performansını belirlemede kritik bir rol oynamaktadır. Paslanmaz çelik ve A356 alaşımının yüzeyindeki oksit tabakaları, arayüz boyunca silisyum ve demir gibi alaşım elementlerinin difüzyonunu etkileyebilir. Araştırmalar, A356'ya silisyum eklenmesinin, arayüzde Al-Fe-Si fazlarının oluşumuna neden olabileceğini ve bu intermetalik fazların morfolojisi ve dağılımına bağlı olarak kompozitin mekanik özelliklerini olumlu veya olumsuz etkileyebileceğini göstermektedir (Bakke ve ark., 2020; Han, 2006). Paslanmaz çelikte temas halindeki A356'nın korozyon davranışı da önemli bir husustur. Alüminyum ve paslanmaz çelik arasındaki galvanik korozyon potansiyeli, özellikle agresif ortamlarda alüminyumun hızlandırılmış korozyonuna neden olabilir (Takahashi ve ark., 2008). Paslanmaz çelik üzerindeki krom oksit tabakası bu korozyonu kısmen önleyebilir, ancak arayüz iyi yönetilmediğinde kompozitin genel korozyon direnci olumsuz etkilenebilir (Banda ve Merwe, 2013).

A356'nın karbon çeliği ile birleşimi sırasında arayüzde metalik bileşiklerin oluşumu önemli bir endişe kaynağıdır. Araştırmalar, alüminyum ve demir arasındaki reaksiyonların, kompozitin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkileyen Al_3Fe ve Al_5Fe_2 gibi metaller arası fazların oluşumuna yol açabileceğini göstermektedir. Alüminyum alaşımındaki silisyum, bu metaller arası fazların büyümesini inhibe ederek, arayüzde daha stabil bir Al_3Fe tabakasının oluşumunu teşvik edebilir ve zararlı reaksiyonları azaltabilir (Bakke ve ark., 2020). Karbon çeliğinin eklenmesi, A356 alaşımının mekanik özelliklerini çeşitli yollarla etkileyebilir. Örneğin, çelik cürufu takviyesinin, alüminyum matris kompozitin darbe dayanımını saf A356 alaşımına kıyasla azalttığı bulunmuştur (Raja ve ark., 2019). Bu azalma, çelik parçacıklarının kırılabilirliğine ve döküm sırasında oluşan kusurlara bağlanmaktadır (Raja ve ark., 2019; Raja ve ark., 2015). Ayrıca, döküm işlemi sırasında A356'nın mikro yapısal evrimi de kritik öneme sahiptir. Soğutma hızı ve alaşım elementlerinin varlığı, mikro yapıyı ve dolayısıyla mekanik özellikleri etkileyebilir. Ayrıca karbon çeliği, paslanmaz çelik ve alüminyum A360 alaşımları

arasındaki etkileşim, özellikle korozyon direnci ve mekanik özellikler açısından malzeme biliminde kritik bir çalışma alanıdır. Galvanik korozyon, alüminyum alaşımları karbon çeliği ve paslanmaz çelik gibi farklı metallerle temas halinde olduğunda önemli bir endişe kaynağıdır. A360 dahil olmak üzere alüminyum alaşımlarının elektrokimyasal davranışı, çeliklerle karşılaştırıldığında daha anodik olduklarını ve bir elektrolit varlığında alüminyumun hızlandırılmış korozyonuna yol açtığını göstermektedir (Walton ve ark., 2022; Ortiz ve ark., 2021) .



2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

Literatür incelendiğinde, dökümlerde ergiyik içinde bulunan inklüzyonlar ve çeşitli safsızlıklardan kaynaklanan kusurların oluşabileceği görülmektedir. Gaz boşlukları ve döküm sırasında oluşan inklüzyonlar, mekanik özellikler üzerinde olumsuz etkilere neden olmaktadır. Literatürde bu zararlı etkilerin türü, yapıdaki oranlarının etkisi ve bu olumsuzlukların nasıl giderilebileceği üzerine birçok çalışma yapılmıştır. Inklüzyonların giderilmesi amacıyla sıvı metal temizleme yöntemleri kullanılmakta ve bu yöntemler sürekli geliştirilmektedir.

Alüminyum alaşımları, yüksek elektriksel ve termal iletkenlik, düşük ergime noktası, mükemmel mekanik özellikler, hafiflik, kolay imalat, yüksek mukavemet ve iyi korozyon direnci gibi avantajları sayesinde çeşitli endüstrilerde yaygın olarak kullanılmaktadır (Park ve ark., 2009; Stojanović ve ark., 2018; Kadhim ve ark., 2020; Shan ve ark., 2017; Pantelakis ve ark., 2016; Kumar ve ark., 2019; Bakhteeva ve Todorova, 2018). Özellikle gıda, kimya, otomotiv, gemi inşası, havacılık ve uzay endüstrilerinde kullanılan alüminyum ve alüminyum alaşımları, yüksek statik mukavemeti, ısı direnci, tokluğu, hasar direnci, düşük yoğunluğu ve düşük tavlama hassasiyeti ile dikkat çekmektedir (Dai ve ark., 2022). Otomobillerden uçaklara, bina yapılarından yüksek hızlı demiryolları endüstrisine kadar geniş bir yelpazede tercih edilen alüminyum alaşımları, ağırlık tasarrufu amacıyla özellikle otomobillerde giderek artan bir şekilde kullanılır (Uematsu ve ark., 2008). Havacılık endüstrisinde ise, hafif yapıları ve mükemmel mekanik özellikleri sayesinde yoğunluğun azaltılması, artan sertlik, geliştirilmiş kırılma tokluğu ve yorulma çatlağı büyümesine karşı direnç gibi avantajlar sunmaktadır (Sadki ve ark., 2016; Chapke ve ark., 2020). Yapılan bazı çalışmalara değinilirse;

Ak (2012), havacılık ve askeri alanlarda yaygın şekilde kullanılan yüksek mukavemetli bir döküm alaşımı olan AA206 alaşımı üzerinde çalışmıştır. AA206 alaşımında demirin etkisini incelemiştir. Alaşıma demirin etkisini araştırmak için 5 farklı seviyede demir içeriği (0,07, 0,11, 0,20, 0,32 ve 0,40) kullanmıştır. Alaşımın döküm hali ve ısıtılma işlem görmüş halleri ayrı ayrı mikroyapı ve SEM analizleri ile incelenmiştir. Sonuç olarak, alaşımdaki demir seviyesinin artmasıyla β fazı oluşumunun, taneler arası boşlukların ve porozite seviyesinin arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca yapılan mekanik testler sonucunda çekme mukavemetlerinin ve sünekliklerinin Fe seviyesinin artmasıyla azaldığı görülmüştür.

Muşdal (2018) çalışmasında A380 ve 1050 alaşımlarında farklı demir içerikleri, bekleme süresi ve soğutma hızı koşulları altında demir bazlı intermetalik fazların oluşumunu incelemiştir. Elde edilen numunelere sertlik testi, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), termal analiz, bifilm indeksi ve spektral analiz yöntemleri uygulanmıştır. Çalışma sonucunda, demir içeriğinin artması ve katılaşma hızının düşmesiyle birlikte intermetalik fazların sayısının ve boyutlarının arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, her iki alaşımda da demir içeriği ve soğuma süresinin artması, sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur.

Podprocká ve ark., (2018), çalışmalarında farklı demir (%0,4, %0,8, %1,2) ve mangan (%0,1, %0,2, %0,4, %0,6; ağırlıkça) oranlarına sahip AlSi7Mg0.3 alaşımında demir bazlı intermetalik fazların oluşumu üzerindeki etkiler araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar, hem demir hem de mangan miktarının artmasının intermetalik fazların oluşumunu olumlu yönde etkilediğini göstermiştir.

Shabestari ve ark., (2004), çalışmasında demir ve mangan konsantrasyonunun alüminyum-silisyum alaşımlarında intermetalik bileşiklerin morfolojisi üzerindeki etkisi, üç demir seviyesi (%0,4, 0,8, 1,2) ve % 0,0-0,5 arasında değişen beş farklı mangan seviyesi ile % 0,1 Cr içeren bir Al-12,7 % Si alaşımında çalışılmıştır. İntermetalik bileşikler, yüksek demir içeriğinde veya düşük demir içeren yüksek mangan ve krom konsantrasyonlarında oluşmaktadır. Çalışma sonucunda, demir ve mangan oranlarının artışının intermetalik bileşiklerin hacminde artışa yol açtığı ve alaşımdaki element oranlarının değişimine bağlı olarak bu bileşiklerin morfolojilerinde farklılaşmaların meydana geldiği tespit edilmiştir.

Dinnis ve ark., (2006), Al-Si alaşımlı kum dökümlerinde demir konsantrasyonunun gözeneklilik düzeyine etkisini inceleyen deneysel bir çalışma gerçekleştirmiştir. Çalışmada, %5 veya %9 Si ve %0,1 veya %3 Cu içeren alaşımlarda, demir konsantrasyonunun kritik seviyenin altında, üstünde ve eşit olduğu durumlarda gözeneklilik üzerindeki etkisi incelenmiştir. Sonuç olarak, artan demir konsantrasyonlarının Al-Si-Mg-Cu alaşımlarında gözeneklilik oranını artırdığı gözlemlenmiştir. Ancak, demirin gözeneklilik üzerindeki etkisinin, alaşımdaki silisyum ve bakır oranlarına bağlı olarak değişkenlik gösterdiği belirlenmiştir.

Tunçay ve ark., (2017), geleneksel kum döküm yöntemiyle elde edilen A356 alaşımının %0,2, %0,3, %0,6 ve %1,2 demir içeriğine sahip numunelerinde mikroyapısal özellikleri ve

gerilme mukavemetini incelemiştir. Demir ilavesinin etkisini belirlemek amacıyla, mikroyapısal incelemelerde optik mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM/EDS) kullanılmış; faz karakterizasyonu için X-ışını kırınımı (XRD) analizi gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, demir içeriğinin mekanik özellikler üzerindeki etkisini belirlemek amacıyla çekme testleri uygulanmıştır. Sonuçlara göre, demir içeriği arttıkça, yapıda bulunan α -Al₈Fe₂Si fazı, β -Al₅FeSi fazına dönüşmüştür. Bu faz dönüşümü sonucunda, yapıda keskin kenarlı intermetalik bileşiklerin miktarında artış gözlemlenmiştir. Çekme testi sonuçları, artan demir içeriğiyle birlikte gerilme dayanımının azaldığını göstermiştir.

Taghaddos ve ark., (2009), yaptıkları çalışmada 413 alaşımlı külçe alaşımına dört farklı seviyede Fe (%0,7, 1,2, 1,8, 2,5) ile sekiz farklı alaşım, bir elektrik direnç fırınında bir SiC potasında hazırlanmıştır. İlk 5 numune modifiye edilmemiş 3 numune ise Fe/Mn oranı 2:1 alınarak modifiye edilmiştir. Sonuç olarak artan Fe seviyesinin, β -Al₅FeSi ve α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ intermetalik bileşiklerin oluşumunu, bu intermetliklerin aglomerasyonu ve çamur oluşumunu artırdığını gözlemlemişlerdir. Bunun sonucunda da intermetaliklerin artışının eriyiğin akışkanlığını azalttığını görmüşlerdir.

Taylor ve ark, (1999), 413 alaşımına dört farklı demir seviyesi (%0,7, %1,2, %1,8 ve %2,5) ekleyerek sekiz farklı numune hazırlamışlardır. Bu numuneler, elektrik direnç fırınında, SiC potasında eritilerek elde edilmiştir. İlk beş numune modifiye edilmemiştir; geri kalan üç numune ise Fe/Mn oranı 2:1 olacak şekilde modifiye edilmiştir. Sonuç olarak, artan demir içeriğinin β -Al₅FeSi ve α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ intermetalik fazlarının oluşumunu, bu fazların aglomerasyonunu ve çamur oluşumunu artırdığı belirlenmiştir. Bu artışın, eriyiğin akışkanlığını olumsuz yönde etkilediği gözlemlenmiştir.

Zhua ve ark., (2009), 6060 alüminyum alaşımında farklı demir içerikleri (%0,17 ve %0,29) kullanarak, birincil intermetalik parçacıkların yüzey mikroyapısı ve ekstrüzyon görünümü üzerindeki etkisini araştırmıştır. Farklı demir içeriklerine sahip alüminyum alaşımlarında, kaba intermetalik fazların olduğu gözlemlenmiştir. Ekstrüzyon yüzeyinin mikroyapısal incelemeleri sonucunda, demirce zengin intermetalik parçacıkların tane boyutunu küçülttüğü, dokuyu rastgeleleştirdiği, yeniden kristalleşme sürecini geciktirdiği ve yüksek açılı tane sınırlarının oranını azalttığı belirlenmiştir.

Ferraro ve ark., (2015), ikincil yüksek basınçlı döküm yöntemiyle üretilen AlSi9Cu3(Fe) alaşımında Fe (%0,80, %1,00, %1,20), Mn (%0,25, %0,40, %0,55) ve Cr (%0,06, %0,10) elementlerinin farklı oranlarda eklenmesinin tortu parçacıklarının gelişimine etkisini incelemişlerdir. Çalışma sonuçları, Fe, Mn ve Cr oranlarının artmasının, çok yüzlü ve yıldız şeklindeki ($\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn,Cr})_y\text{Si}_z$) fazların oluşumunu teşvik ettiğini göstermiştir. Ayrıca, Fe:Mn oranının yüksek olduğu durumlarda iğnemsî $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ parçacıklarının yoğunluğunun arttığı tespit edilmiştir. Bu bulgular, element oranlarının yükselmesinin tortu oluşumunu artırdığını ortaya koymaktadır.

Gyarmati ve ark., (2019), sıvı metal temizliğinde Ar ve N_2 gibi soy gazların bifilm miktarı üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Sıvı metal kalitesindeki değişimler, K-mold numuneleri kullanılarak karakterize edilmiştir. K-mold numunelerinin kırılma yüzeyleri incelenerek, sıvı metaldeki inklüzyon içeriği değerlendirilmiştir. Sonuçlar, argon gazı ile yapılan temizleme işlemlerinin, azot gazı kullanımına kıyasla daha olumlu sonuçlar sağladığını ve sıvı metaldeki inklüzyon seviyesini azalttığını göstermiştir. Bu bulgular, argon gazı kullanımı ile elde edilen K değerlerindeki belirgin düşüşle desteklenmiştir.

Yüksel ve ark., (2017), hurda A356 alüminyum alaşımının sıvı metal kalitesini artırmayı ve böylece mekanik özelliklerin iyileştirilmesini, ayrıca ikincil alüminyum kullanımının yaygınlaştırılmasını hedefleyen bir çalışma gerçekleştirmiştir. Bulgular, ultrasonik gaz giderme yönteminin, geleneksel eritken (flaks) ve inert gaz (N_2 , Ar) kullanımıyla elde edilen bifilm indeksi değerlerine kıyasla daha üstün sonuçlar sağladığını ortaya koymuştur. Ayrıca, ultrasonik gaz giderme süresindeki artış ile sıvı metal kalitesindeki iyileşme arasında doğrusal bir ilişki olduğu belirlenmiştir.

Hal (2023), AlSi7Mg0.3 (A356) hurdasını kullanarak $720\text{ }^\circ\text{C}$ 'de gaz giderme işlemi sırasında, düşük ergime derecesine sahip MgCl_2 , KCl, NaF ve KF flakslarını eklemiştir. Çalışmada, vakum altında katılaştırma testi, spiral ve dört kollu akışkanlık kalıpları ile K-mold kalıbı kullanılarak dökümler gerçekleştirilmiştir. Bu dökümlerle, bifilm yoğunluk indeksi ve sıvı metal temizliği düzeyi tespit edilmiştir. Sonuç olarak, flaks eklemesinin sıvı metal kalitesini artırdığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, spiral kalıp ve dört kesite sahip dört kollu akışkanlık kalıbında yapılan akışkanlık testlerinde, flakslama işlemi sonrası sıvı metal akışkanlığında artış olduğu belirlenmiştir.

Song ve ark., (2019), geri dönüştürülmüş malzeme ile üretilen Al-Si-Mg alaışımının mikroyapısı ve kırılma davranışını incelemiştir. Alaşımda, oksidasyon cürufu, gözenekler ve demir açısından zengin intermetalik fazlar gibi döküm kusurlarının bulunduğu belirlenmiştir. Söz konusu kusurlar, gerilme altında çatlakların oluşmasına ve yayılmasına neden olmaktadır. Özellikle, cüruflar ile alüminyum matrisi arasındaki zayıf bağ, çatlakların kolayca başlamasına yol açmaktadır. Silisyum fazları ise dislokasyon hareketini engelleyerek alaışımın belirli ölçüde güçlenmesini sağlamaktadır. Çatlaklar genellikle döküm kusurları boyunca ilerleyerek malzemenin kopmasına neden olmaktadır. Geri dönüştürülmüş alaşımlarda çatlaklar daha yaygın ve birbirine bağlıdır. Buna karşılık, birincil alüminyumla üretilen alaşımlarda çatlaklar çoğunlukla Si fazlarından başlamaktadır; bu durum, kusurların daha az ve küçük olmasından kaynaklanmaktadır. Sonuç olarak, geri dönüştürülmüş içerik oranının artması, mekanik özelliklerde ciddi düşüslere yol açabilmektedir. Bu nedenle, ikincil alüminyum alaşımlarında gözenek, safsızlık ve demir içeriği gibi kusurların kontrol altında tutulması büyük önem arz etmektedir.

Kuchariková ve ark., (2023), hurda ve atıklardan elde edilen ikincil alüminyum döküm alaşımlarının içerdiği safsızlıkları, özellikle demir (Fe) içeriğini incelemiştir. Fe içeriği yüksek olan bu alaşımlarda, kırılma ve iğne ya da levha benzeri Fe açısından zengin fazların oluştuğu belirlenmiştir. Bu fazlar, döküm sırasında çatlakların daha hızlı yayılmasına neden olmaktadır. Fe içeriğinin azaltılması hem ekonomik hem de teknolojik açıdan zordur; bu durum, ikincil alaşımlar üzerindeki araştırma ilgisini artırmaktadır. Çalışmada, daha yüksek Fe içeriğine sahip alaşımlarda bu kırılma fazların miktarının arttığı ve buna bağlı olarak kırılma yüzeylerinde yarıma kırıklarının daha fazla oluştuğu gösterilmiştir. Ancak, bu artışa rağmen alaşımların genel mekanik özelliklerinde belirgin bir değişiklik gözlemlenmemiştir.

Khalifa ve ark., (2003), Al-Si-Fe üçlü alaışım sisteminde demirle oluşan intermetalik fazların oluşumunu incelemiştir. Çalışma kapsamında, demir ve silisyum oranları farklı altı alüminyum alaışımı hazırlanmıştır. Bu alaşımlar, iki farklı kalıpta ve farklı soğuma hızlarında katılaştırılmıştır: Yavaş soğuma (yaklaşık 0,2 °C/s) için 600 °C'ye ısıtılmış grafit kalıp; hızlı soğuma (yaklaşık 15 °C/s) için oda sıcaklığındaki metal kalıp kullanılmıştır. Katılma sürecinde oluşan yapılar, optik mikroskop, SEM, EDS ve WDS gibi tekniklerle analiz edilmiştir. Ayrıca, alaşımların katılma davranışları termal analiz yöntemiyle değerlendirilmiştir. Görüntü analizleri ile oluşan intermetalik fazların hacim oranları, şekilleri

ve parçacık boyutları belirlenmiştir. Çalışma sonucunda, soğuma hızı ve alaşım bileşiminin, intermetalik fazların türü ve morfolojisi üzerinde belirleyici faktörler olduğu ortaya konmuştur. Böylece, farklı koşullarda hangi Fe fazlarının oluştuğu ve bunların ne ölçüde baskın hale geldiği detaylı bir şekilde gösterilmiştir.

Taghaddos ve ark., (2009) 413 alüminyum alaşımında Fe içeriğinin akışkanlık üzerindeki etkisini, hem değiştirilmemiş hem de Mn ile modifiye edilmiş durumlar için vakum altında yapılan akışkanlık testiyle incelemiştir. Fe içeriğinin artmasıyla birlikte β -Al₅FeSi ve α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ intermetalik fazlarının oluştuğu ve bu fazların akışkanlığı azalttığı belirlenmiştir. Özellikle Mn ile modifiye edilmiş alaşımlarda, eriyik tutma süresi uzadıkça akışkanlığın önemli ölçüde azaldığı gözlemlenmiştir. Bu düşüş, α -fazların birikerek çamur fazı oluşturmaya bağlanmıştır. Buna karşılık, değiştirilmemiş alaşımlar tutma süresine daha az duyarlı olduğu belirlenmiştir. Sonuç olarak, alaşımın yeterli derecede aşırı ısıtılması ve uygun tutma süresinin ayarlanması, Fe içeren intermetaliklerin çözünmesini sağlamaktadır. Bu yöntem, Mn ile modifiye edilmiş alaşımlarda akışkanlığı artırmak için etkili bir yaklaşım olarak önerilmiştir.

Durmuş ve ark., (2024), demirin A356 alüminyum alaşımının eğilme mukavemeti üzerindeki etkisini incelemiştir. A356 alaşımı, 700–750 °C sıcaklıklarında, 1 ve 2 saat süreyle Fe difüzyonuna maruz bırakılarak paslanmaz çelik çubukla daldırma yöntemi uygulanmıştır. Çalışma sonuçlarına göre, Fe, Cr, Ni ve Mn elementlerinin miktarlarının, difüzyon süresiyle birlikte arttığı belirlenmiştir. Ayrıca, eğilme mukavemetinin artan Fe içeriğiyle birlikte azaldığı; bu azalmanın esas nedeninin gözeneklilik olduğu belirlenmiştir.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Materyal

Tez kapsamında endüstride yaygınca kullanım alanı bulan A356 alaşımı kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan primer A356 alaşımının kimyasal bileşimleri aşağıdaki Çizelge 3.1’ de verilmiştir.

Çizelge 3.1. A356 alüminyum alaşımı kimyasal bileşimi

Alaşım	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	Al
Alüminyum 356	0,20	6,60-7,40	0.02	0.03	0,30-0,45	0.04	0,02	0,08-0,14	kalan

Bu çalışmanın temel amacı, difüzyon yoluyla sıvı metale geçmesi beklenen demirin etkisini incelemektir. Deneylerde, demir difüzyonunun etkisini incelemek amacıyla sıvı metal eriyiğine SS430 ve St1020 çelik çubuklar daldırılmıştır. Kullanılan çelik çubukların kimyasal bileşimleri Çizelge 3.2’de sunulmaktadır.

Çizelge 3.2. Çelik çubukların kimyasal bileşimi

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni
SS430	0,12 max	1,0 max	0,045 max	0,03 max	1,0 max	16,0-18,0	0,75 max
St1020	0,17-0,23	0,3-0,6	0,04 max	0,05 max	-	-	-

3.2. Yöntem

Çalışma kapsamında, difüzyon yoluyla sıvı metale geçmesi beklenen demirin etkisini incelemek amacıyla deney parametreleri belirlenmiştir. Çizelge 3.3’te deney kapsamında uygulanacak deney parametreleri verilmiştir. Dökümler Bayburt Üniversitesi döküm laboratuvarında Sn. Doç. Dr. Murat Çolak ve Dr. Emin Uslu ile gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 3.3. Deney parametreleri

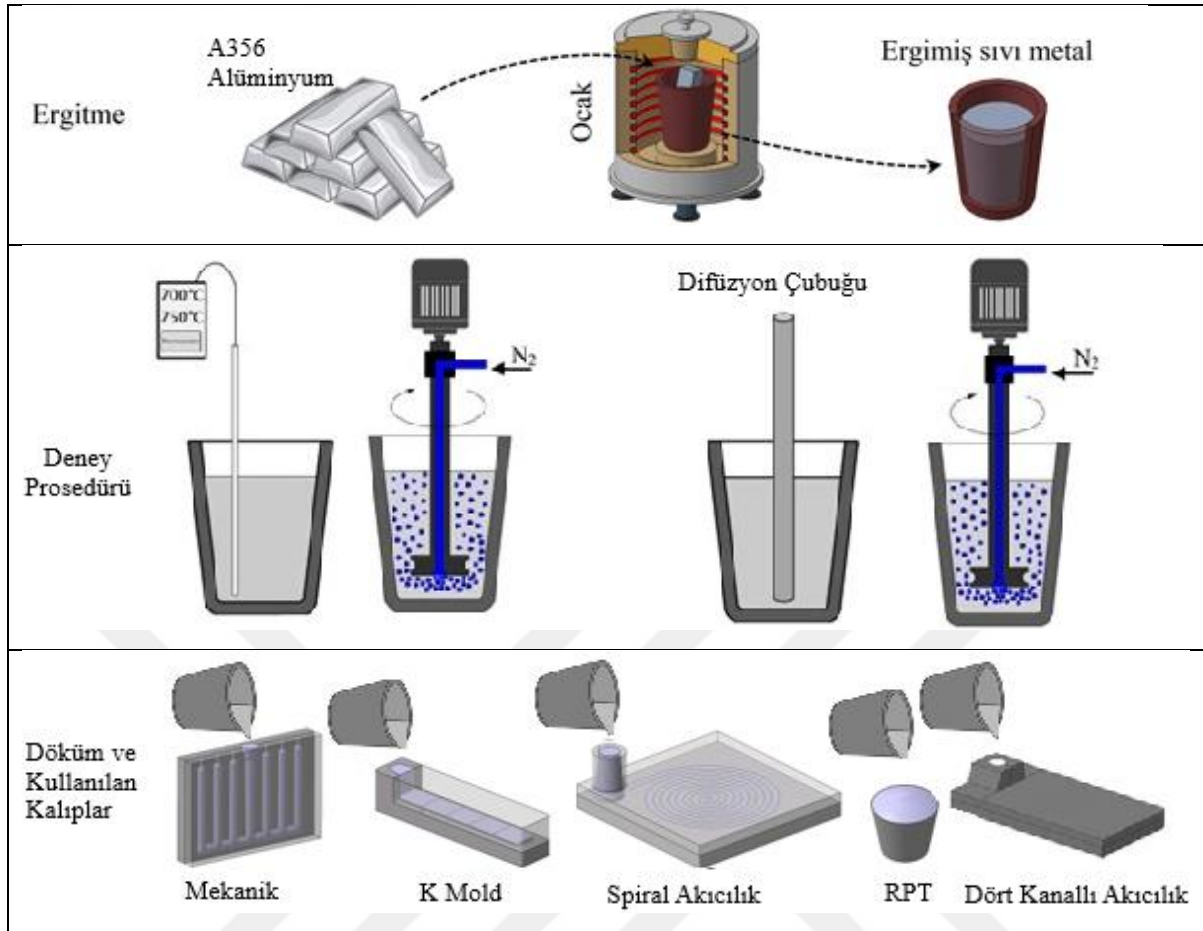
Alaşım	Malzeme	Difüzyon Bekleme Süresi (saat)	Döküm Sıcaklığı (°C)	Sıvı metal Temizliği
A356	Sade Karbonlu Çelik	1	700 °C	Var
		2		
	Paslanmaz Çelik	5	750 °C	Yok

Çizelge 3.3'te verilen deney parametrelerine göre, alaşım olarak A356 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Demirin difüzyon yoluyla beklenen geçişini incelemek amacıyla, farklı difüzyon sürelerinde (1 saat, 2 saat ve 5 saat) paslanmaz çelik ve karbon çeliği çubukları kullanılmıştır. Kullanılan çubuklar, 40 mm çapında ve 1 m boyunda silindirik formdadır. Döküm sıcaklıkları, alaşım özelliklerine bağlı olarak 700 °C (düşük sıcaklık) ve 750 °C (yüksek sıcaklık) şeklinde belirlenmiştir. Deneylerde, sıvı metal temizliğinin etkisini belirlemek amacıyla, temizleme öncesi ve sonrası dökümler gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda Çizelge 3.4'te verildiği gibi A356 alaşımına uygulanan parametreler ışığında toplam 28 döküm gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 3.4. A356 alaşımı için deney planlaması

D. N.	Malzeme	Difüzyon Bekleme Süresi (saat)	Döküm Sıcaklığı (°C)	Sıvı Metal Temizliği
1	Yok	Yok	700	Yok
2	Yok	Yok	700	Var
3	Yok	Yok	750	Yok
4	Yok	Yok	750	Var
5	Sade Karbonlu Çelik	1	700	Yok
6	Sade Karbonlu Çelik	1	700	Var
7	Sade Karbonlu Çelik	1	750	Yok
8	Sade Karbonlu Çelik	1	750	Var
9	Sade Karbonlu Çelik	2	700	Yok
10	Sade Karbonlu Çelik	2	700	Var
11	Sade Karbonlu Çelik	2	750	Yok
12	Sade Karbonlu Çelik	2	750	Var
13	Sade Karbonlu Çelik	5	700	Yok
14	Sade Karbonlu Çelik	5	700	Var
15	Sade Karbonlu Çelik	5	750	Yok
16	Sade Karbonlu Çelik	5	750	Var
17	Paslanmaz Çelik	1	700	Yok
18	Paslanmaz Çelik	1	700	Var
19	Paslanmaz Çelik	1	750	Yok
20	Paslanmaz Çelik	1	750	Var
21	Paslanmaz Çelik	2	700	Yok
22	Paslanmaz Çelik	2	700	Var
23	Paslanmaz Çelik	2	750	Yok
24	Paslanmaz Çelik	2	750	Var
25	Paslanmaz Çelik	5	700	Yok
26	Paslanmaz Çelik	5	700	Var
27	Paslanmaz Çelik	5	750	Yok
28	Paslanmaz Çelik	5	750	Var

Tez çalışması kapsamında Çizelge 3.4'te verilen şartlarda döküm deneyleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.1'de deney uygulamasına ait şematik bir görüntü verilmiştir.

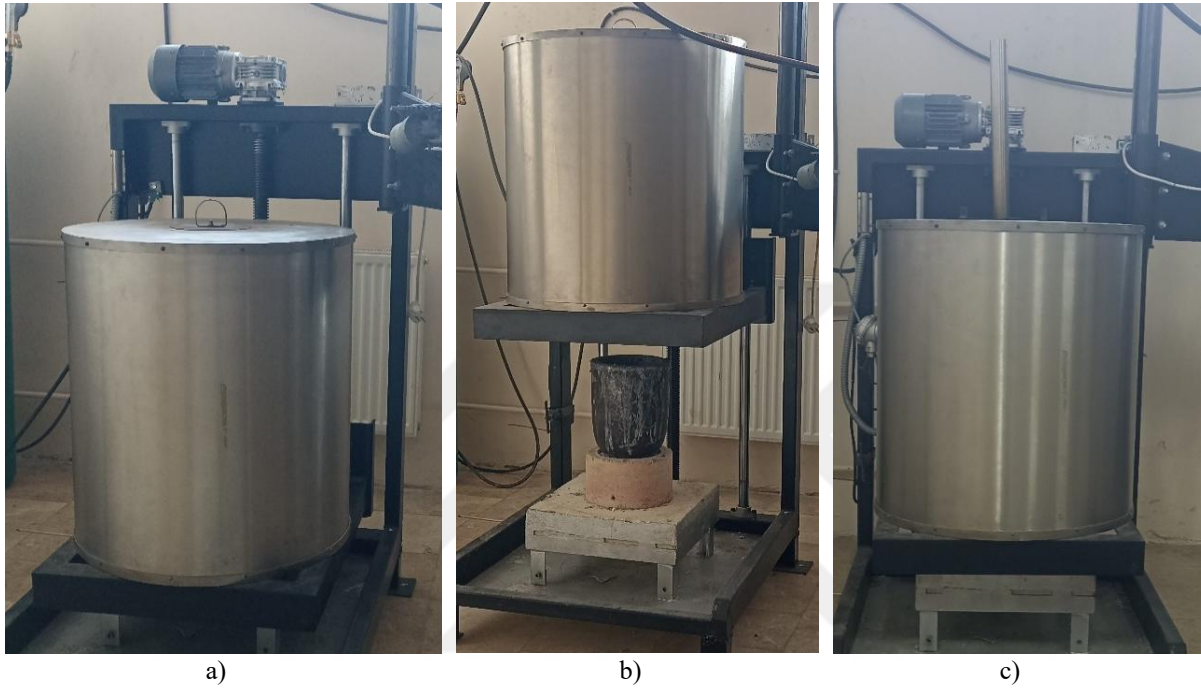


Şekil 3.1. Döküm deneyleri uygulama prosedürü şematik görüntüsü

Şekil 3.1’de gösterildiği üzere, sıvı metal önce ocak içerisinde ergitilmiş ve termokupul yardımıyla sıcaklık kontrolü yapılmıştır. İşlem gerektirmeyen dökümlerde, sıcaklık kontrolü sonrası önceden ısıtılmış kalıplara döküm yapılmıştır. Temizleme yapılacak dökümlerde, sıvı metal deney parametresine uygun sıcaklığa ulaştığında temizleme işlemi uygulanmış ve ardından döküm yapılmıştır. Difüzyon uygulanacak deneylerde, sıvı metal istenen sıcaklığa ulaştığında, çelik çubuk malzeme ocak içerisinde eriyik içerisine daldırılmış; deney parametresine uygun süre (1, 2 ve 5 saat) bekletildikten sonra döküm yapılmıştır. Difüzyon sonrası temizleme uygulanacak deneylerde, bekleme süresinin tamamlanmasının ardından temizleme işlemi yapılarak döküm gerçekleştirilmiştir.

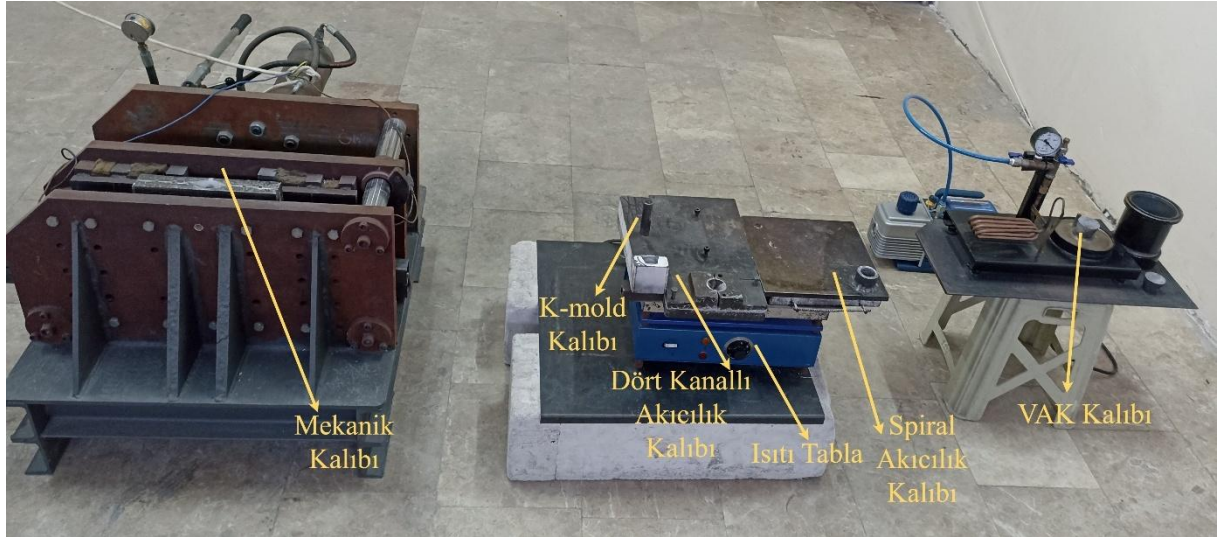
3.2.1. Ergitme ve kalıpların hazırlanması

A356 alaşımı, 10 kW güce sahip, 8 kg kapasiteli elektrikli ergitme ocağında ve SiC pota kullanılarak ergitilmiştir. Deneyde kullanılan pota, ocak ve eriyik içerisine yerleştirilen çubuğa ilişkin detaylar Şekil 3.2’de gösterilmektedir.



Şekil 3.2. a) Ergitme ocağı, b) pota ve c) ergiyiğe konulan difüzyon çubuk görseli

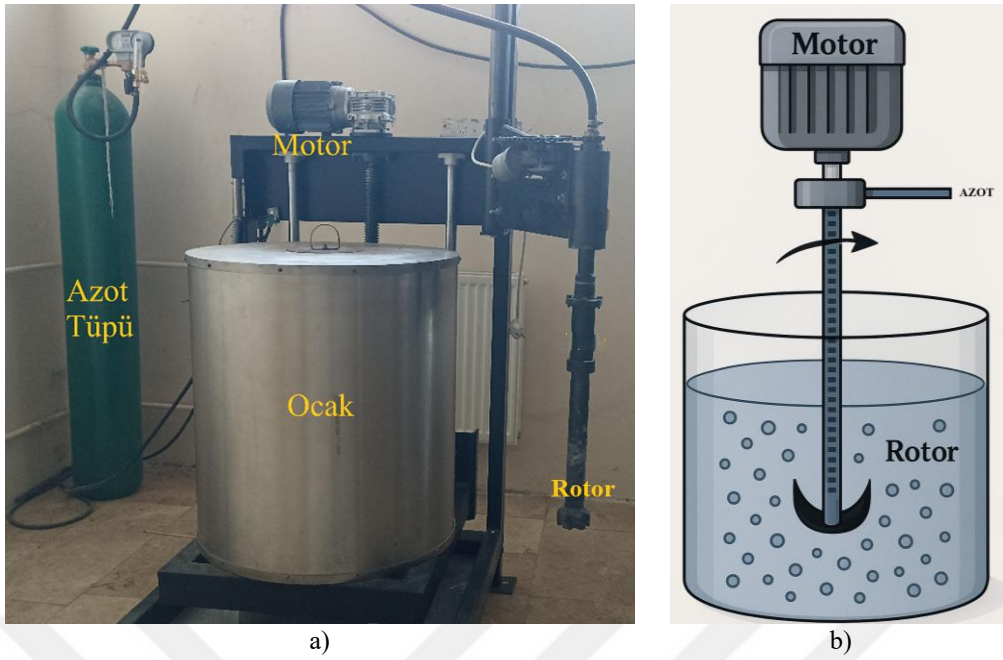
Ergitme işlemi sırasında alaşım potaya 6 kg olacak şekilde konularak ergitme işlemi gerçekleştirilmiştir. Ergitme sıcaklığı deney parametreleri dikkate alınarak 700°C veya 750°C olarak ayarlanmıştır. Daha sonra pota içerisinde bulunan ergimiş alaşımın sıcaklığı termokupl kullanılarak ölçülmüştür. Deneylerde dökümler kokil kalıp içerisine yapılmıştır. Kokil kalıplar döküm öncesi kalıp yüzeyindeki nemin atılması ve sıvı metalin kalıp içerisinde dolunun daha iyi olabilmesi için ön ısıtmaya maruz bırakılmıştır. Kokil kalıpların ısıtma işlemi ısıtıcı tabla ile gerçekleştirilmiştir. Kalıplar, 250°C ön ısıtma sıcaklığında hazırlanmış ve döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.3’te deney düzeneği gösterilmektedir.



Şekil 3.3. Deneylerde kullanılan deney düzeneği

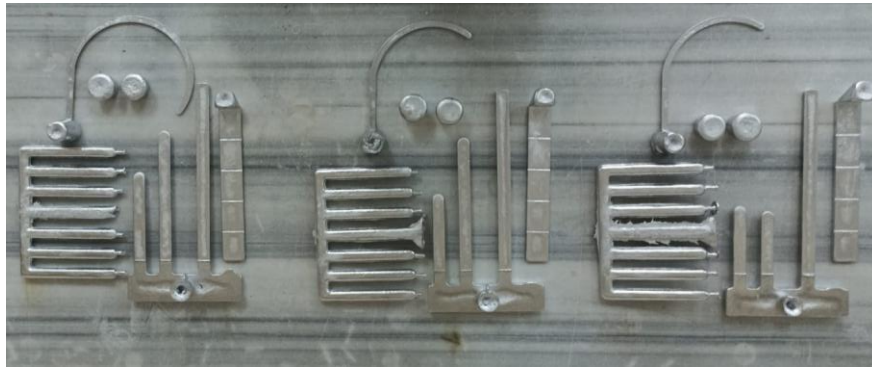
Döküm işlemi sonrasında, kokil kalıplardan numunelerin kolayca ve zarar görmeden çıkarılması istenmektedir. Aksi hâlde, parçanın kalıptan çıkarılması sırasında uygulanan kuvvet hem kalıba hem de döküm parçasına zarar verebilir. Bu tür olumsuz etkileri önlemek ve kalıp ömrü ile ürün kalitesini korumak amacıyla, döküm öncesinde kokil kalıplara kalıp ayırıcı olarak bor nitrür uygulanmaktadır. Bu uygulama, hem kalıp yüzeyinin dayanımını artırmakta hem de döküm parçasının kalıptan sorunsuz çıkarılmasını sağlamaktadır.

Sıvı metalin temizliği amacıyla, Şekil 3.4’te detayları verilen döner tip gaz giderme yöntemi kullanılmıştır. Bu yöntemde, sıvı metal içerisine daldırılan grafit çubuk, önceden belirlenen hızda döndürülerek işlem gerçekleştirilmiştir. Çubuğun dönme hareketiyle oluşturulan girdap sayesinde, inert azot gazı sıvı metalin tüm hacmine etkin bir şekilde dağıtılmıştır. Grafit çubuğun özel tasarımı, azot gazının homojen bir şekilde yayılmasını sağlayarak, sıvı metal içinde gaz kabarcıklarının oluşmasına olanak tanımıştır. Bu kabarcıklar, metal içerisindeki inklüzyonların, yabancı partiküllerin ve oksit tabakalarının yüzeye taşınmasını mümkün kılmıştır. Oluşan bu yüzey kirlilikleri, döküm işleminden hemen önce dikkatlice uzaklaştırılmıştır. Gaz debisi ve çark dönüş hızı, literatür çalışmaları ve ön deneysel analizler doğrultusunda sırasıyla 5 litre/dakika ve 200 rpm olarak optimize edilmiş ve işlem süresi 5 dakika olarak uygulanmıştır.



Şekil 3.4. a) Sıvı metal temizleme elemanları ve b) şematik görseli

Sıvı metal temizleme gereken deneylerde temizleme işlemi sonrası 250 °C sıcaklıkta ısıtılmış kokil kalıplara dökümler gerçekleştirilmiştir. Deneylerde gerçekleştirilen ve elde edilen dökümlere ait fotoğraf görüntüsü Şekil 3.5’te verilmektedir.



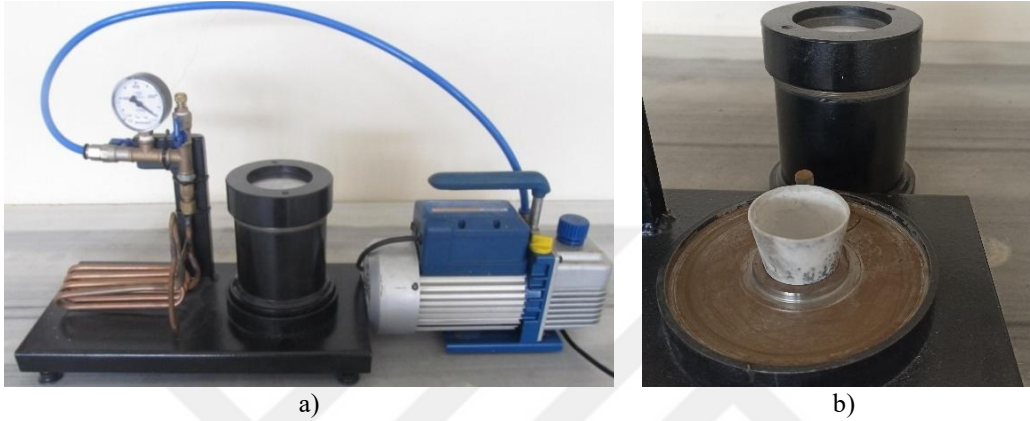
Şekil 3.5. Deneylerden elde edilen numune fotoğraf görüntüsü

3.2.2. Dökümlerin incelenmesi

Döküm işlemi tamamlandıktan sonra, katılaşma ve soğuma sürecinin ardından kalıplar açılarak deney numuneleri alınmıştır. Elde edilen numuneler arasında RPT, K-mold, dört kanallı akıcılık, spiral akıcılık ve mekanik test numuneleri yer almaktadır. Bu numunelerin incelenmesine dair detaylı açıklamalar, ilgili bölümlerde sunulmuştur. İlk aşamada, dökümler makro düzeyde incelenmiş ve bu incelemelere ait fotoğraflar çekilmiştir.

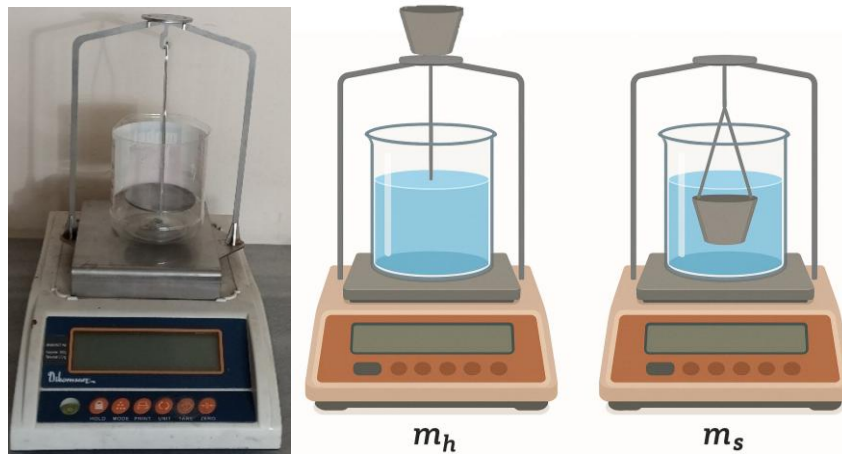
3.2.2.1. Vakum altında katılaştırma numuneleri incelenme yöntemi

Şekil 3.6’da gösterilen vakum altında katılaştırma cihazı (Reduced Pressure Test) ile, sıvı içerisinde bulunması muhtemel katışkı ve gazların birlikte varlığından yararlanılarak, katışkıların şişirilip analize uygun hâle getirilmesi sağlanmıştır. Bu yöntem, sıvı metalin temizlik derecesinin yorumlanmasına ve işlemlerde alınacak önlemlerin daha anlamlı hâle getirilmesine önemli katkı sağlamaktadır.



Şekil 3.6. a) Vakum altında katılaştırma cihazı testi ve b) VAK kalıbı

RPT yöntemi ile numunelerin yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmiştir. RPT kalıbında dökülen numunelerin yoğunluk ölçümleri, Arşimet prensibine göre yapılmıştır. Bu yöntemde, her numunenin ağırlığı önce havada, ardından saf su içinde tartılmıştır. Tartım işlemi, 0,02 g hassasiyetli elektronik teraziye bağlı Arşimet düzeneği kullanılarak Şekil 3.7’de gösterildiği şekilde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.7. Arşimet prensibi yoğunluk ölçüm düzeneği

Elde edilen veriler aşağıda verilen Eşitlik 1.1'deki denklemde bulunan formüle göre hesaplanacaktır.

$$d_n = \frac{m_h}{m_h - m_s} x d_s \quad (1.1)$$

d_n -döküm numunenin yoğunluğu,

m_s - numunenin saf sudaki ağırlığı,

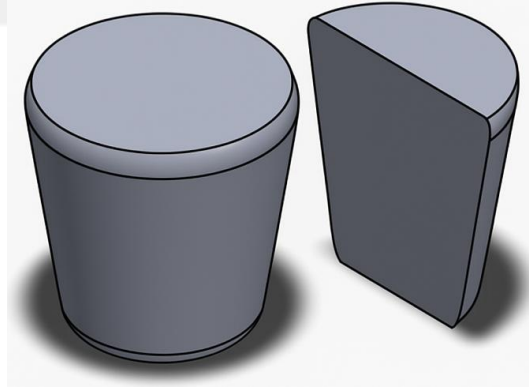
d_s - oda sıcaklığında suyun yoğunluğu

m_h -numunenin havadaki ağırlığı

Ayrıca numunelerin içerisinde bulunan gözenek miktarı da Eşitlik 1.2'de verilen formül ile hesaplanacaktır.

$$\%Gözenek = \frac{Teorikyoğunluk - Deneyseyoğunluk}{Teorikyoğunluk} * 100 \quad (1.2)$$

Ayrıca RPT numunelerindeki gözenekleri görmek için numune Şekil 3.8'de gösterildiği gibi dikey olarak ortadan ikiye kesilmiş ve kesilen yüzeyler zımparalama işlemine tabi tutulup, tarayıcıda görüntüler elde edilmiştir.



Şekil 3.8. RPT numunelerinin dikey olarak kesilmesi

3.2.2.2. K-Mold numunelerini inceleme yöntemi

Dökümde kullanılan diğer kokil kalıp, Şekil 3.9'da gösterilen K-mold kalıbıdır. Bu kalıp ile sıvı metalin temizlik seviyesi belirlenmiştir. K-mold kalıbı, beş eşit kalınlıktaki kesite sahiptir. Katılaşma tamamlandıktan sonra bu kesitler kırılarak yüzeydeki kirlilikler (oksit kalıntıları) sayılmıştır. Elde edilen veriler, metal rafinasyonu öncesi ve sonrası değerlerle karşılaştırılmıştır. Eritilen alaşımın temizliği, K-mold değeri (K) ile ifade edilmiştir. Döküm

numunesi, eşit aralıklarda kırılarak eriyik temizliği analiz edilmiştir. Kırılan yüzeyler görsel olarak incelenmiş, fotoğraflanmış ve yüzeydeki kapanım sayıları belirlenmiştir.



Şekil 3.9. K-mold kalıbı ve örnek numune

Elde edilen kapanım sayıları, Eşitlik 1.3'teki formüle uygulanarak alaşımın temizliği hakkında bilgi edinilmektedir.

$$K = \frac{S}{n} \quad (1.3)$$

K - kırık yüzeyinde bir numunenin bir parçasında bulunan inklüzyonların sayısı

S - küçük probun n parçasında bulunan toplam kapanım sayısı

n - incelenen örnek sayısı.

K değeri aralığı, sıvı metale temizleme işlemi gerekip gerekmediğini belirler. K değeri 0,5'ten küçük ise sıvı metal temiz kabul edilir. K değeri 0,5 ile 1,0 aralığında ise temizliği kabul edilebilir düzeydedir; ancak sıvı metalin işlem görerek temizlenmesi gerekir. K değeri 1,0'ın üzerinde ise mutlaka sıvı metalin temizlenmesi gerekmektedir.

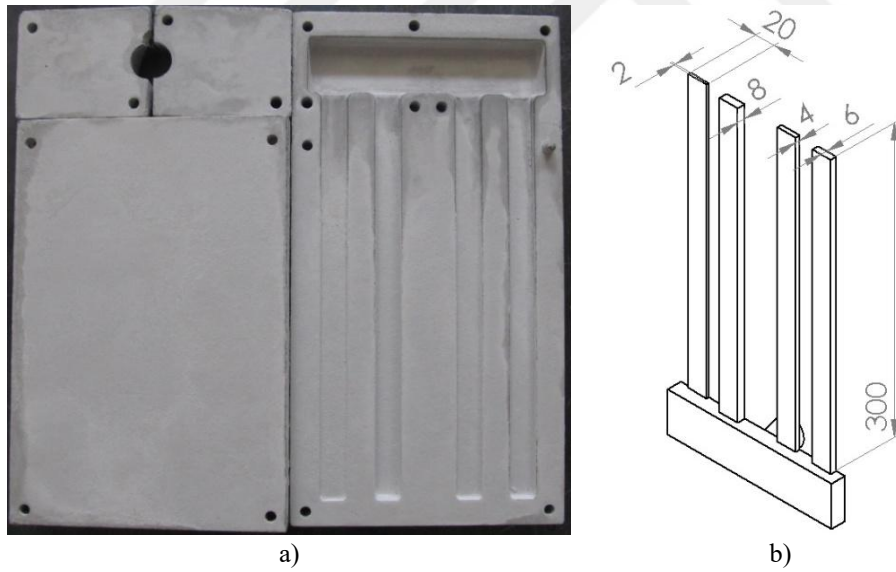
Hesaplanan K değerleri alaşıma uygulanan deney parametrelerinin etkisini göstermektedir. Ayrıca K değerleri ile sıvı metal temizliği uygulamasında K değerlerindeki

(ΔK) değişim yüzdesi, sıvı metal temizleme işleminin sıvı metalde ne kadar etki ettiği hakkında bilgi sahibi olunması açısından hesaplanmaktadır. ΔK sıvı metalin temizleme öncesi ve sonrası hesaplanan K değerlerinin karşılaştırılması Eşitlik 1.4 ile hesaplanmaktadır. Burada K_2 ; sıvı metal temizleme öncesi hesaplanan K değeri, K_1 ; sıvı metal temizleme sonrası hesaplanan K değeridir.

$$\Delta K = \frac{(K_2 - K_1)}{K_1} \times 100 \quad (1.4)$$

3.2.2.3. Dört kanallı akıcılık numunelerini inceleme yöntemi

Dökümü yapılan alaşımin akıcılığını ölçmek için iki tip akıcılık kalıbı kullanılmıştır. Bu kalıplara dökümler gerçekleştirilerek alaşımin akıcılıkları ölçülmektedir. Akıcılık test modeli olarak kullanılacak kokil kalıplardan biri dört kanallı akıcılık test kalıbıdır. Bu kalıba ait görsel Şekil 3.10'da verilmiştir. Bu kalıp kullanılarak, farklı sıvı metal kalitelerine ilişkin ilerleme mesafeleri belirlenebilmektedir.

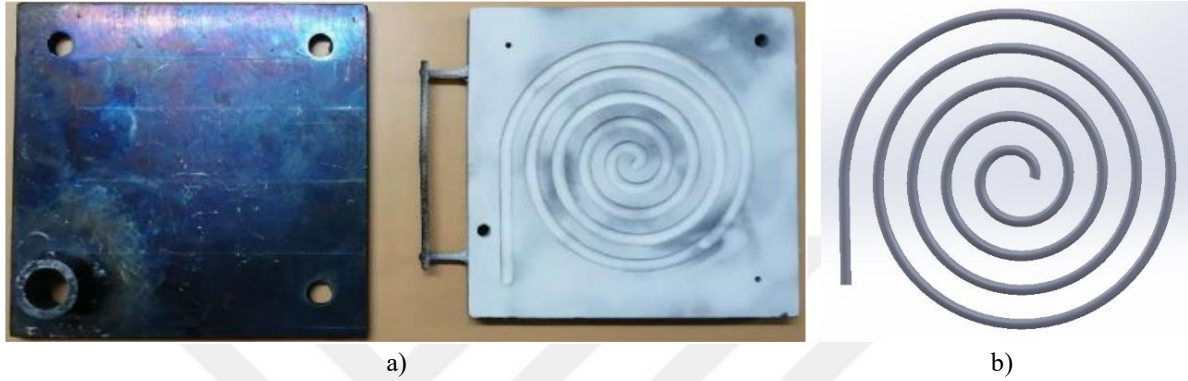


Şekil 3.10. a) Dört kanallı akıcılık kalıbı ve b) numune ölçüleri

Döküm işlemi sonrasında, farklı kesit kalınlıklarında (2 mm, 4 mm, 6 mm ve 8 mm) sıvı metal ilerleme mesafesi makro yöntemler kullanılarak ölçülmüştür. Ayrıca, bu kesitlerin en uç noktalarından alınan numuneler üzerinde mikroyapı analizleri gerçekleştirilmiştir.

3.2.2.4. Spiral akıcılık numunelerini inceleme yöntemi

Dökümde akıcılığı ölçmek için kullanılan diğer akıcılık test modeli ise spiral akıcılık kokil kalıbıdır. Bu kalıba ait görsel Şekil 3.11’de verilmiştir. Spiral akıcılık test kalıbından alınan döküm numunesi makro inceleme ile ölçülerek alaşımın sıvı metal kalitesinin sıvı metal ilerlemesi hakkında bilgi vermektedir.

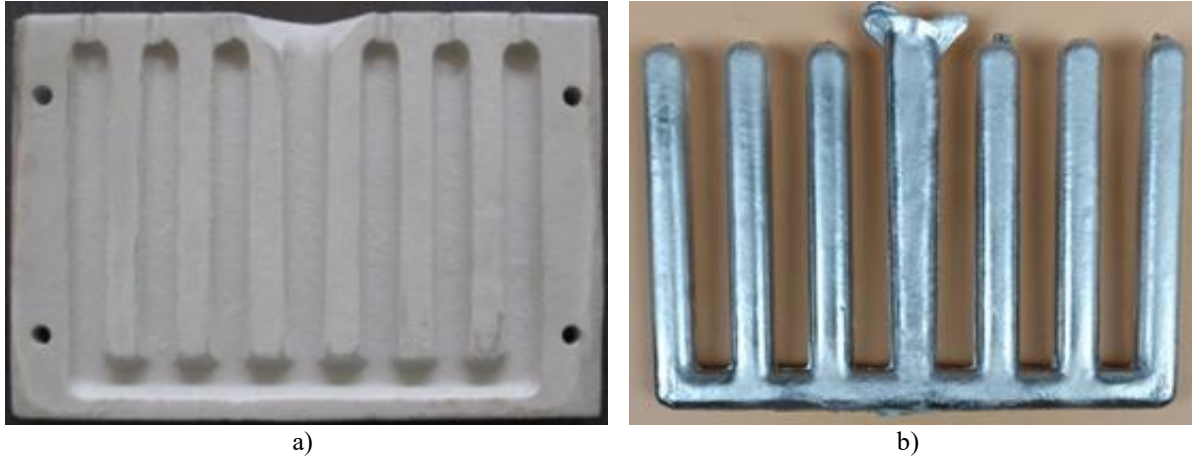


Şekil 3.11. a) Spiral akıcılık kalıbı ve b) numune görseli

4 kanallı akıcılık kalıbına benzer şekilde spiral akıcılık kalıbından da sıvı metal ilerleme mesafesi ölçülerek her numunenin sıvı metal ilerlemesi belirlenmiştir.

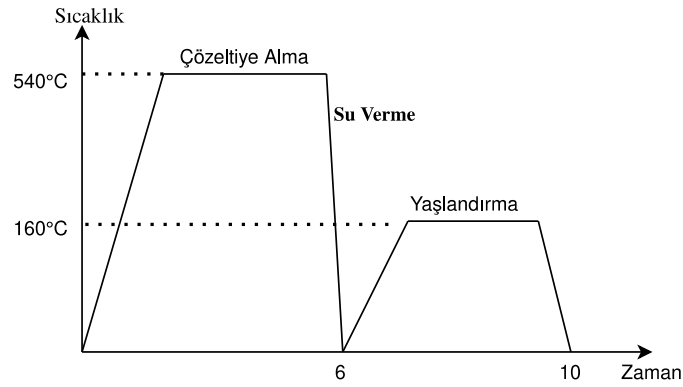
3.2.2.5. Mekanik test numunelerini inceleme yöntemi

Döküm sırasında Şekil 3.12’de verilen mekanik test kalıbı kullanılarak mekanik test numuneleri elde edilmiştir. Bu numuneler ile çekme dayanımları tayin edilecektir. Elde edilen bu değerler ile deney şartları, alaşıma uygulanan difüzyonun etkisi ve sıvı metal temizliği ile mekanik özelliklerin ilişkisi belirlenecektir.



Şekil 3.12. a) Mekanik test kalıbı ve b) mekanik test örnek numune

Dökümü yapılan alaşımdan elde edilen mekanik test numuneleri kalıptan çıkarıldıktan sonra numuneler T6 ısıtıl işlemine tabi tutulmuştur. Isıl işlem, malzemenin önceden belirlenmiş standart bir sıcaklığa ısıtılmasıyla gerçekleştirilen bir işlemdir. T6 ısıtıl işlemi olarak bilinen bu yöntem, temel olarak çözeltiye alma, su verme ve yapay yaşlandırma aşamalarından oluşur. İşlem sırasında, numuneler belirlenen sıcaklıkta belirli süreler tutulur ve ardından kontrollü şekilde soğutulur. Uygulanan ısıtıl işlem süreci, Şekil 3.13'te grafik olarak gösterilmiştir.



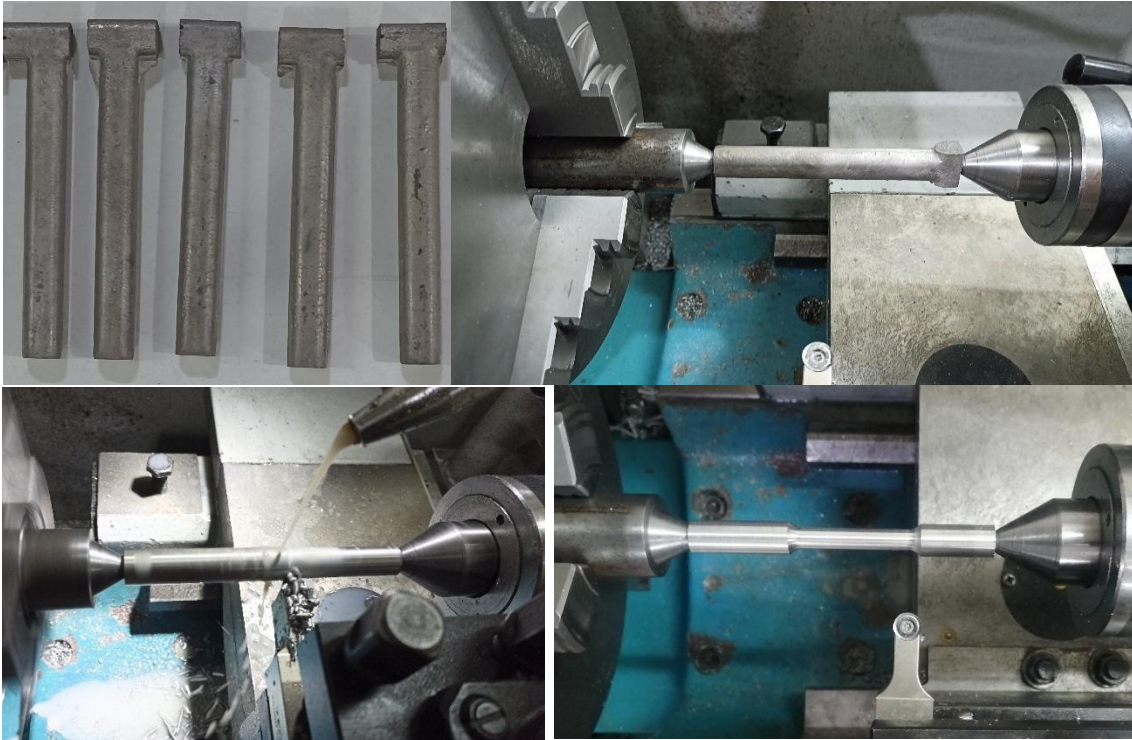
Şekil 3.13. Isıl işlem süreci

Isıl işlem numunelere mekanik test yöntemleriyle incelenmesi amacıyla yapılmaktadır. Numuneler Şekil 3.14'te gösterilen rezistanslı fırın içerisinde 540 °C sıcaklıkta 6 saat bekletilmiş daha sonra 80 °C suda soğutma işlemi uygulanarak su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Su verme işleminden sonra numuneler 160 °C'de 4 saat bekletilerek ısıtıl işlem tamamlanmıştır.



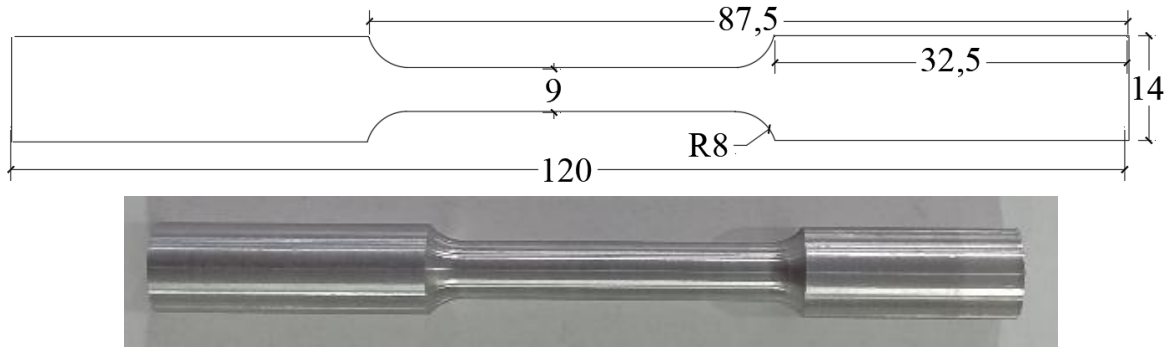
Şekil 3.14. Isıl işlem fırını içerisinde numuneler

Isıl işlem sonrası numuneler çekme testleri için işlemeye tabi tutulmuştur. Şekil 3.15’te talaşlı imalat işlemlerinden örnek görüntüler verilmiştir.



Şekil 3.15. Çekme çubuklarının işlenmesi

Çekme çubukları E8/E8M-13a standardına göre hazırlanmıştır. Şekil 3.16’da çekme test çubuğu numune ölçüleri, çizim görseli ve işlenmiş örnek bir numune görseli verilmiştir.



Şekil 3.16. Çekme test numune ölçüleri ve numune görseli

Deney dökümlerinden elde edilen numunelerin Brinell sertlik ölçümleri, oda sıcaklığında, Şekil 3.17’de gösterilen DIGIROCK-RBOV model BMS cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu incelemeler Bayburt Üniversitesi Makine Mühendisliği laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Ölçümlerde, HB test metodu kullanılmıştır. Deneyler, 1,6 mm çaplı bilye kullanılarak, 2,5 kgf ön yük ve 62,5 kgf toplam yük altında uygulanmıştır. Her bir numuneden minimum 10 ölçüm kaydedilmiş ve bu değerlerin ortalaması hesaplanmıştır.



Şekil 3.17. Sertlik ölçüm cihazı

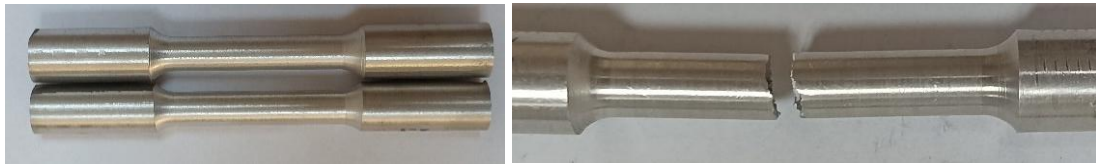
A356 alaşımı kullanılarak üretilen döküm numuneleri, mekanik özelliklerin değerlendirilmesi amacıyla işlenerek çekme test çubukları haline getirilmiştir. Bu çekme

ubukları Karamanoğlu Mehmetbey niversitesinde bulunan Shimadzu 100 kN kapasiteli elektromekanik çekme, basma ve  nokta eğme test cihazında Dr. gr. Üyesi Mehmet şahbaz ile çekme testine tabi tutulmuş ve malzemenin çekme dayanımı özellikleri analiz edilmiştir. şekil 3.18’de verilen Shimadzu 100 kN kapasiteli test cihazı ile test edilmiştir.



şekil 3.18. Çekme test cihazı görüntüsü

Elde edilen işlenmiş çekme çubuklarına ait görsel ve deneylerde çekme testi sonrasında kırılmış örnek bir numunenin görseli ise şekil 3.19’da yer almaktadır.



şekil 3.19. Çekme ubuğu ve kırık numune görseli

3.2.2.6. Mikroyapı inceleme yöntemi

Mikroyapı incelemeleri için spiral akıcılık ve dört kollu akıcılık döküm numunelerinin en uç kısımlarından numuneler alınmıştır. Numunelerin hazırlık sürecini kolaylaştırmak ve aynı anda daha fazla numune hazırlanabilmesini sağlamak amacıyla, numuneler bakalite alınarak kalıplanmıştır. Şekil 3.20’de bakalite alma süreci ve bakalite alınmış numunelerin görüntüleri sunulmaktadır.



Şekil 3.20. Mikroyapı numuneleri bakalite alınması ve alınan numune görseli

Bakalite alınan numuneler sırasıyla 180, 400, 800, 1000 ve 1200 numaralı zımpara kağıtları ile zımparalanmıştır. Zımparalama işleminin ardından, 3 μm ve 1 μm alümina süspansiyonlarıyla, son olarak ise 0,05 μm koloidal silika ile parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Parlatma sonrasında numuneler, Keller çözeltisi (95 ml saf su, 2,5 ml HNO_3 , 1,5 ml HCl , 1,0 ml HF) kullanılarak dağlanmıştır. Dağlama işlemi tamamlanan numuneler, NMM-800/820 serisi metalürjik optik mikroskop ile mikroyapı incelemesine tabi tutulmuştur. Şekil 3.21’de, Bayburt Üniversitesinde bulunan metalografik işlemlerde kullanılan zımparalama-parlatma cihazı ve mikroskop görüntüleri yer almaktadır.



a)



b)

Şekil 3.21. a) Zımparalama ve parlatma cihazı, b) optik mikroskop

3.2.2.7. Kimyasal analiz inceleme yöntemi

Çalışma kapsamında yapılan dökümlerde elde edilen numunelerden kimyasal analiz değerlerinin belirlenmesi için optik emisyon spektrometresi ile testler gerçekleştirilmiştir. Testler, Cevher Jant Sanayi A.Ş.'de bulunan ARL marka optik spektrometre ile EN 1706 standardına göre yapılmıştır. Bu yöntemde, optik emisyon spektrometresi (OES) kullanılarak numune yüzeyine ark uygulanır ve oluşan ışınımın dalga boylarına göre numunedeki elementler belirlenir. Şekil 3.22'de analizlerin yapıldığı cihazın fotoğrafı yer almaktadır.



Şekil 3.22. Deney numunelerinin kimyasal bileşiminin belirlendiği spektrometre cihazı görüntüsü.

3.2.2.8. SEM ve EDS inceleme yöntemi

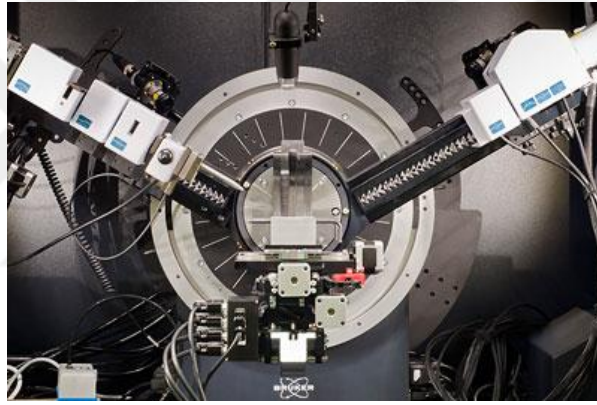
Yüksek voltajla hızlandırılan elektronların örnek yüzeye odaklanması sonucu, elektronlarla örnek atomları arasındaki etkileşimlerden oluşan sinyaller dedektörler tarafından toplanarak Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) görüntüleri oluşturulmaktadır. Bu yöntem, malzemelerin mikro ve nano ölçekli yapılarının görselleştirilmesi, elementel bileşimlerinin belirlenmesi ve kristal yapılarının incelenmesi amacıyla yaygın olarak kullanılmaktadır. SEM, yüzeydeki çatlaklar, kusurlar, kirlilikler ve korozyon gibi özelliklerin yüksek çözünürlüklü görüntülenmesini mümkün kılar. Ayrıca, Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) yöntemi SEM ile birlikte kullanıldığında, yüzey malzemesinin kimyasal bileşimi hakkında detaylı bilgi sağlanabilmektedir (PAÜ İLTAM, 2023). Analizler, PAÜ İleri Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi (İLTAM)'nda, Şekil 3.23'te gösterilen Zeiss Supra 40VP model SEM cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Numuneler, SEM testi için uygun boyutlarda hazırlanmıştır.



Şekil 3.23. SEM cihazı fotoğraf görüntüsü

3.2.2.9. XRD inceleme yöntemi

X-Işını Kırınım (XRD) analizi, kristal yapıların tespiti için kullanılan gelişmiş bir tekniktir. Bu yöntem, kristal fazların benzersiz atom düzenlerine bağlı olarak X-ışınlarının belirli açılarla kırınım yapması prensibine dayanır. Ortaya çıkan kırınım desenleri, her kristal yapının kendine özgü bir “parmak izi” niteliğinde olup, fazların tanımlanmasında önemli rol oynar (Merlab, 2023). XRD yöntemi, numuneye zarar vermeden yapısal bilgiler sunar ve çok küçük miktarlardaki örneklerin bile analiz edilmesine imkan tanır. Bu özellikleri sayesinde malzeme bilimi, mineraloji, kimya ve metalurji gibi pek çok alanda yaygın olarak tercih edilmektedir. Çalışmada Şekil 3.24’te gösterilen BRUKER-D8 DISCOVER XRD cihazı kullanılarak kristallerin yapısal özellikleri hakkında bilgiler sağlanmıştır (<https://bumer.bayburt.edu.tr/page/cihazlar>).



Şekil 3.24. Çalışmada kullanılan XRD cihazı fotoğraf görüntüsü

4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

Bu bölümde, tez çalışması kapsamında gerçekleştirilen deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen numuneler üzerinde yapılan çeşitli analizlerin sonuçlarına yer verilmiştir. Tez kapsamında deneylerde elde edilen numunelerle sıvı metal temizlik sonuçları, kimyasal analiz, akıcılık, mekanik test sonuçları, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi (EDS) ve X-Işını Difraksiyonu (XRD) sonuçları verilmiştir.

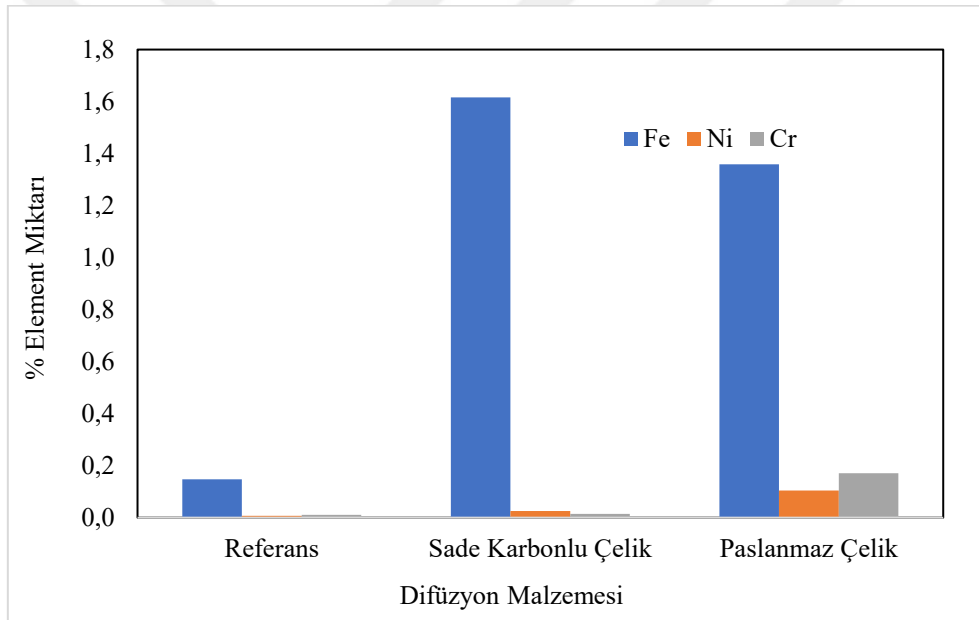
4.1. Kimyasal Analiz Sonuçları

Tez kapsamında A356 alaşımı ile değişen şartlarda yapılan döküm numunelerin kimyasal analiz sonuçları Çizelge 4.1’de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Deney numunelerine ait kimyasal analiz sonuçları (% ağı.)

Deney Açıklaması	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Pb	Sn	Cr	Al
R-700 T yok D yok	7,140	0,108	0,003	0,002	0,251	0,001	0,113	0,003	0,001	0,001	0,001	92,300
R-750 T yok D yok	7,011	0,112	0,004	0,002	0,264	0,003	0,114	0,005	0,003	0,001	0,007	92,400
R-700 T var D yok	7,240	0,138	0,011	0,004	0,365	0,001	0,113	0,008	0,001	0,001	0,015	91,900
R-750 T var D yok	7,080	0,231	0,013	0,005	0,351	0,001	0,112	0,012	0,001	0,001	0,021	92,000
SC-700 T yok D1	7,171	0,121	0,004	0,008	0,246	0,007	0,132	0,003	0,000	0,001	0,001	92,294
SC-700 T yok D2	7,241	0,310	0,004	0,003	0,222	0,004	0,136	0,004	0,002	0,000	0,001	92,058
SC-700 T yok D5	5,861	1,973	0,006	0,017	0,152	0,033	0,141	0,003	0,004	0,003	0,003	91,800
SC-750 T yok D1	5,784	1,450	0,005	0,009	0,160	0,004	0,151	0,011	0,006	0,004	0,003	92,300
SC-750 T yok D2	5,795	1,985	0,004	0,109	0,152	0,004	0,147	0,007	0,003	0,001	0,003	91,868
SC-750 T yok D5	5,294	2,359	0,005	0,013	0,115	0,004	0,133	0,008	0,004	0,001	0,003	92,047
SC-700 T var D1	6,647	1,229	0,009	0,008	0,234	0,005	0,110	0,011	0,002	0,001	0,020	91,713
SC-700 T var D2	6,441	1,334	0,010	0,009	0,218	0,005	0,116	0,019	0,003	0,001	0,026	91,807
SC-700 T var D5	6,508	1,986	0,009	0,013	0,185	0,005	0,116	0,061	0,004	0,009	0,034	91,065
SC-750 T var D1	6,020	1,760	0,008	0,014	0,121	0,001	0,131	0,055	0,004	0,001	0,021	91,800
SC-750 T var D2	6,176	2,049	0,011	0,019	0,183	0,008	0,121	0,054	0,002	0,003	0,035	91,363
SC-750 T var D5	6,230	2,830	0,013	0,025	0,168	0,001	0,123	0,068	0,010	0,001	0,029	90,400
PÇ-700 T yok D1	7,014	0,458	0,082	0,009	0,203	0,013	0,115	0,024	0,002	0,001	0,033	92,026
PÇ-700 T yok D2	6,360	1,100	0,382	0,027	0,109	0,025	0,119	0,049	0,002	0,001	0,056	91,700
PÇ-700 T yok D5	6,610	1,390	0,344	0,037	0,098	0,026	0,123	0,091	0,004	0,001	0,134	91,000
PÇ-750 T yok D1	6,540	1,220	0,391	0,036	0,072	0,030	0,109	0,090	0,003	0,001	0,119	91,200
PÇ-750 T yok D2	6,559	1,670	0,508	0,045	0,072	0,040	0,095	0,134	0,004	0,001	0,263	90,562
PÇ-750 T yok D5	6,453	1,709	0,545	0,047	0,060	0,044	0,087	0,144	0,004	0,001	0,281	90,572
PÇ-700 T var D1	6,710	0,811	0,081	0,015	0,172	0,005	0,135	0,052	0,003	0,001	0,068	91,800
PÇ-700 T var D2	6,259	1,190	0,462	0,029	0,131	0,032	0,110	0,061	0,003	0,001	0,124	91,573
PÇ-700 T var D5	6,526	1,215	0,454	0,027	0,093	0,034	0,099	0,099	0,003	0,001	0,128	91,297
PÇ-750 T var D1	6,300	1,620	0,389	0,046	0,086	0,033	0,110	0,136	0,004	0,003	0,198	90,900
PÇ-750 T var D2	6,474	1,802	0,499	0,045	0,061	0,039	0,102	0,172	0,004	0,001	0,275	90,479
PÇ-750 T var D5	6,423	2,120	0,553	0,057	0,046	0,044	0,093	0,199	0,004	0,002	0,368	90,036

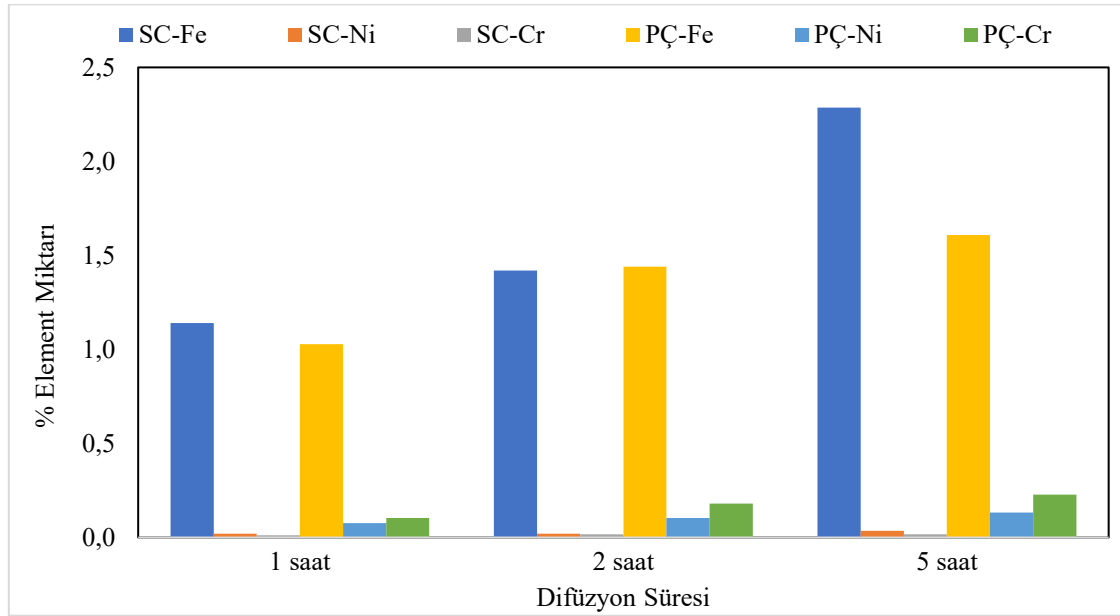
Çizelge 4.1’de deney şartları kodlanarak verilmiştir. Deney açıklaması kısmında verilen R; referans numuneleri, SC; sade karbonlu çelik, PÇ; paslanmaz çelik difüzyonunu, 700-750 döküm sıcaklığını, T var-T yok sıvı metal temizlik durumunu, D1-D2-D5; difüzyon olan deneylerde difüzyona maruz bırakılan süreyi temsil etmektedir. İlk 4 döküm deneyi referans olarak kabul edilmiştir. Sade karbonlu çelik ile 12, paslanmaz çelik difüzyonu ile 12 deney olmak üzere toplam 28 deney yapılmıştır. Çizelge 4.1’de elde edilen sonuçlar incelendiğinde deneylerde difüzyon etkisine bağlı olarak kimyasal bileşimlerde değişiklik olduğu özellikle döküm sıcaklığı ve difüzyon süresinin alaşım içeriğindeki Fe oranının değişiminde etkili olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.1’de difüzyona maruz bırakılmayan referans dökümler, karbonlu çelik ve paslanmaz çelik çubuk ile difüzyon uygulanan deneylerin tümünün %Fe, %Ni ve %Cr ortalama değer grafiği verilmiştir.



Şekil 4.1. Difüzyon malzemesine bağlı %Fe, %Ni ve % Cr değişimi grafiği

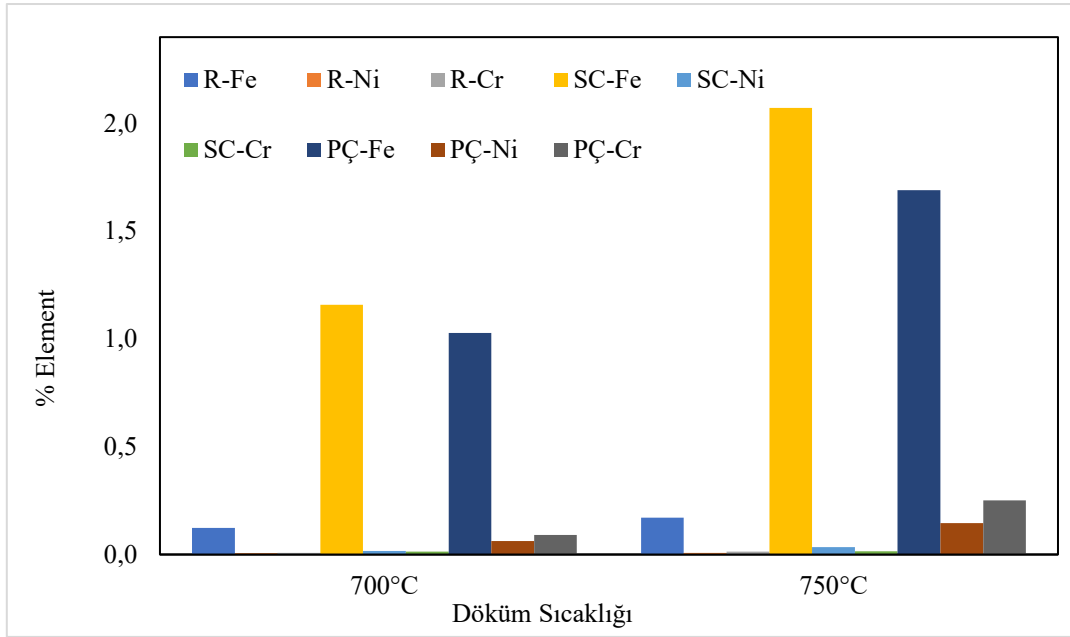
Şekil 4.1’de verilen grafik incelendiğinde sıvı metal içerisine difüzyon malzemesi bırakılarak yapılan dökümlerde difüzyon malzemesi kullanımının sıvı metal içerisindeki %Fe oranını artırdığı görülmüştür. Referans dökümlerden elde edilen ortalama Fe oranı %0,147, sade karbonlu çubuk konulan numunelerden elde edilen Fe %1,615 ve paslanmaz çelik kullanılan numunelerin Fe oranı %1,359 olarak hesaplanmıştır. Elde edilen verilerde dikkat edilen diğer bir husus ise paslanmaz çelik konulan numunelerde sade karbonlu çelik kullanılan ve difüzyon malzemesi kullanılmayan numunelerde %Fe oranında artış ile birlikte %Ni ve %Cr

değerlerinin de arttığı görülmüştür. Referans numunelerde %Ni 0,007 ve %Cr 0,011, sade karbonlu çelik kullanılan deneylerde %Ni 0,02 ve %Cr 0,015 ve paslanmaz çelik kullanılan numunelerde %Ni 0,104 ve %Cr 0,171 olarak ölçülmüştür. Kimyasal bileşim üzerinde difüzyon süresinin etkisini incelenmesi için deney numunelerinden elde edilen ortalama % Fe, %Cr ve %Ni değerleri Şekil 4.2’de verilmiştir.



Şekil 4.2. Difüzyon süresine bağlı %Fe, %Ni ve %Cr grafiği

Şekil 4.2’de verilen grafiklerde difüzyon süresinin artışının etkisi incelendiğinde sade karbonlu çelik ile difüze edilen numunelerin Fe oranı 1 saat süresinde difüzyon değeri %1,14, 2 saat difüzyon süresinde %1,42 ve 5 saat difüzyon süresinde %2,29 olduğu tespit edilmiştir. Paslanmaz çelik kullanılan numunelerde ise Fe oranı 1 saatte %1,03, 2 saatte %1,44 ve 5 saatte %1,61 olarak hesaplanmıştır. Değerler dikkate alındığında hem sade karbonlu çelik hem paslanmaz çelik kullanımında difüzyon süresinin artırılmasının %Fe oranını artırdığı görülmektedir. %Ni ve %Cr değerlerindeki değişim incelendiğinde %Cr değeri sade karbonlu çelik ile difüze edilen numunelerde değişmediği ancak paslanmaz çelik kullanılan numunelerde difüzyon süresinin artmasıyla %Cr değeri artmıştır. %Ni değeri değişimden benzer durum söz konusudur. Deney parametrelerinde döküm sıcaklığının %Fe, %Ni ve %Cr oranına etkisi incelendiğinde elde edilen ortalama değer grafiği Şekil 4.3’te verilmiştir.



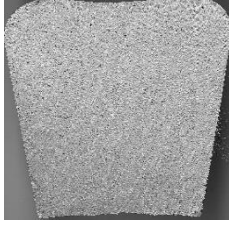
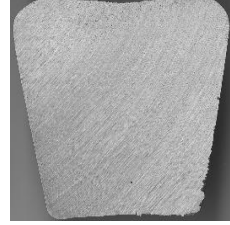
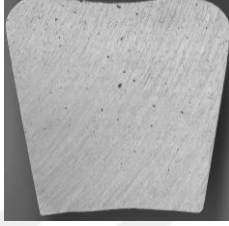
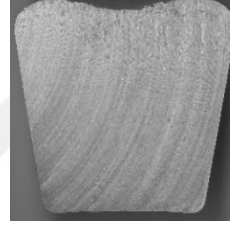
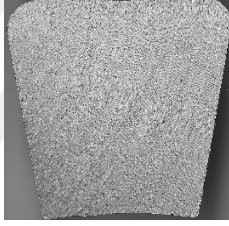
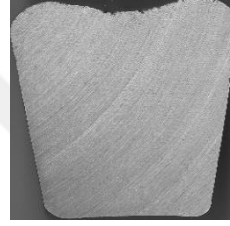
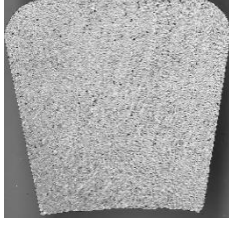
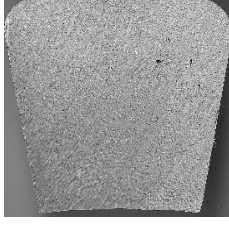
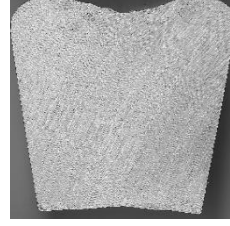
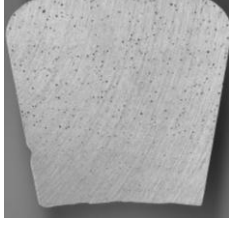
Şekil 4.3. Döküm sıcaklığına bağlı %Fe, %Ni ve %Cr grafiği

Şekil 4.3'te verilen grafik incelendiğinde referans numunelerde sıcaklık 700°C'de Fe oranı %0,12, 750°C'de %0,17 olarak hesaplanmıştır. Sade karbonlu çelik ile difüze edilen numunelerde sıcaklık 700°C iken Fe %1,16, 750°C'de %2,07, paslanmaz çelik kullanıldığında 700°C'de %1,03 ve 750°C'de %1,69 olarak ölçülmüştür. Elde edilen veriler ile döküm sıcaklığının 700°C'den 750°C'ye çıkarılmasının hem difüzyon uygulanmayan hem difüzyon malzemesi kullanılarak yapılan tüm numunelerin %Fe oranını artırdığı görülmüştür. Sıcaklık değişimine bağlı olarak %Ni ve %Cr oranı grafikleri incelendiğinde ise difüzyon uygulanmayan ve sade karbonlu çelik ile difüze edilen numunelerde değişimin çok az olduğu paslanmaz çelik kullanılan numunelerde belirgin bir artış olduğu görülmüştür.

4.2. Sıvı metal temizleme sonuçları

Tez çalışması kapsamında, dökümlerde sıvı metal kalitesinin belirlenmesi amacıyla azaltılmış basınç testi (RPT) ve K-mold kalıbına dökümler gerçekleştirilmiştir. Böylece döküm sıcaklığı, süreye bağlı demir difüzyonu, difüzyon için eklenen malzeme türü (sade karbonlu çelik, paslanmaz çelik) ve sıvı metal temizliğinin dökümlerdeki sıvı metal kalitesi üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bu kapsamda, tüm deneylerden önce RPT numuneleri hazırlanmıştır. İlk olarak, RPT numunelerinin yüzey çöküntülerinin kontrolü için fotoğrafları çekilmiştir. Daha sonra, tüm numunelerin yoğunlukları Arşimet prensibine göre ölçülmüştür. Ardından, gözenek

kontrolü için dikey olarak ortadan ikiye ayrılan numuneler zımparalanarak yüzeyleri incelenmiştir. Şekil 4.4'te, bazı deneylere ait dökümü yapılan RPT numunelerinin bütün ve kesit yüzey görüntüleri gösterilmektedir.

	Sıvı Metal Temizliği Yok		Sıvı Metal Temizliği Var	
700°C Difüzyonsuz				
750°C Difüzyonsuz				
Sade karbonlu çelik 700°C				
Sade karbonlu çelik 750°C				
Paslanmaz çelik 700°C				
Paslanmaz çelik 750°C				

Şekil 4.4. RPT numunelere ait döküm ve kesit yüzey görüntüleri

Şekil 4.4'te deney gruplarına ait numunelerden örnekler verilmiştir. Verilen resimler incelendiğinde sıvı metal temizliğinin tüm deney şartlarında etkili olduğu tespit edilmiştir. Bütün deney şartlarında sıvı metal temizleme öncesi bütün numune resimlerinde yüzeyinde şişkinlik mevcut iken temizleme işlemi ile yüzeyinde çöküntü ve kesitlerinde gözenek miktarının azaldığı tespit edilmiştir. Temizleme öncesi numunelerde kesit yüzeylerinde de gözenekler olduğu bariz bir şekilde görülmektedir. Ayrıca Şekil 4.1'de verilen resimlerde dikkat çeken bir diğer husus da döküm sıcaklığının artması ile gözenek miktarının artışıdır. Ayrıca difüzyona maruz kalan dökümlerde gözenek miktarının etkisini daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçların sayısal olarak ifade edilebilmesi açısından numune yoğunluk ve gözenek hesaplamaları yapılmıştır. Çizelge 4.2'de temizleme yapılmaksızın elde edilen numunelere ait Çizelge 4.3'te temizleme işlemi sonrası elde edilen sonuçlar verilmiştir.

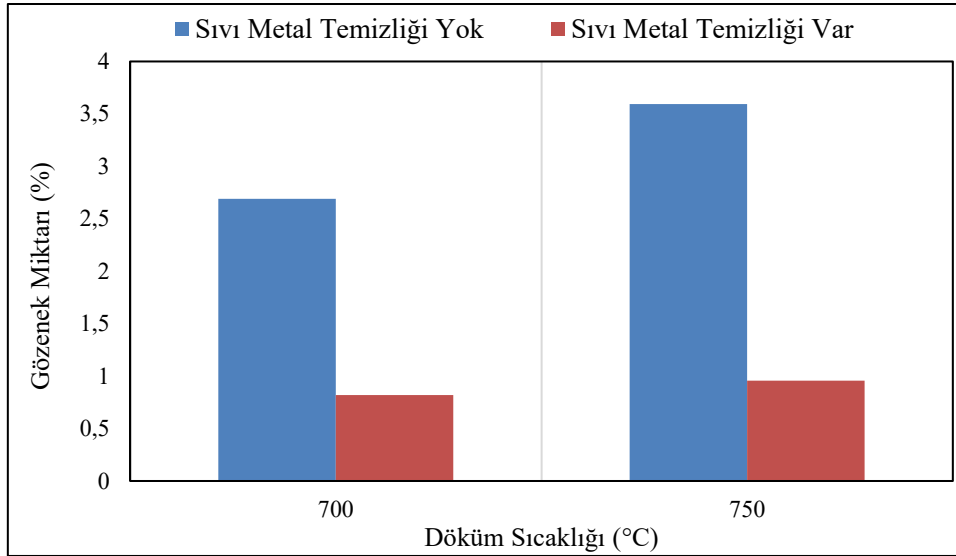
Çizelge 4.2. Sıvı metal temizliği olmayan numunelere ait yoğunluk ve gözenek değerleri

Sıcaklık (°C)	Malzeme	Difüzyon süresi (saat)	Sıvı Metal Temizliği Yok				
			Havada Ağırlık (gr)	Suda Ağırlık (gr)	Deneysel Yoğunluk (gr/cm ³)	Teorik Yoğunluk (gr/cm ³)	Hesaplanan Gözenek (%)
700°C		0	124,17	77,34	2,64	2,67	0,87
750°C		0	123,05	76,3	2,62	2,67	1,60
700°C	Sade Karbonlu	1	138,99	86,44	2,64	2,68	1,49
700°C	Sade Karbonlu	2	135,78	84,15	2,65	2,68	2,05
700°C	Sade Karbonlu	5	128,81	79,41	2,6	2,68	2,88
750°C	Sade Karbonlu	1	113,89	70,52	2,62	2,68	2,19
750°C	Sade Karbonlu	2	129,97	80,41	2,61	2,68	2,32
750°C	Sade Karbonlu	5	117,33	71,87	2,57	2,68	3,87
700°C	Paslanmaz	1	120,1	74,3	2,61	2,68	2,33
700°C	Paslanmaz	2	122,3	74,8	2,57	2,68	4,13
700°C	Paslanmaz	5	132,04	80,2	2,54	2,68	5,13
750°C	Paslanmaz	1	125,46	76,64	2,56	2,68	4,28
750°C	Paslanmaz	2	144,47	88,1	2,55	2,68	4,54
750°C	Paslanmaz	5	128,75	77,54	2,5	2,68	6,36

Çizelge 4.3. Sıvı metal temizliği yapılan numunelere ait yoğunluk ve gözenek değerleri

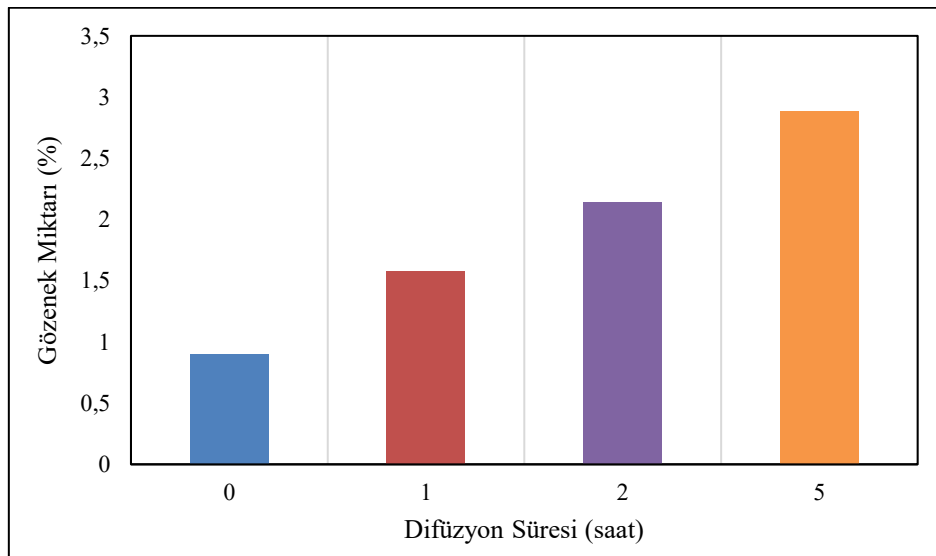
Sıcaklık (°C)	Difüzyon Malzemesi	Difüzyon süresi (saat)	Sıvı Metal Temizliği Var				
			Havada Ağırlık (gr)	Suda Ağırlık (gr)	Deneysel Yoğunluk (gr/cm ³)	Teorik Yoğunluk (gr/cm ³)	Hesaplanan Gözenek (%)
700°C		0	122,78	76,66	2,65	2,67	0,47
750°C		0	130,70	81,51	2,65	2,67	0,66
700°C	Sade Karbonlu	1	128,51	80,54	2,67	2,68	0,22
700°C	Sade Karbonlu	2	124,58	77,92	2,66	2,68	0,55
700°C	Sade Karbonlu	5	123,60	77,11	2,65	2,68	0,97
750°C	Sade Karbonlu	1	134,90	84,55	2,67	2,68	0,21
750°C	Sade Karbonlu	2	141,24	87,74	2,63	2,68	1,67
750°C	Sade Karbonlu	5	138,51	86,26	2,64	2,68	1,26
700°C	Paslanmaz	1	126,40	78,90	2,65	2,68	0,88
700°C	Paslanmaz	2	121,90	76,03	2,65	2,68	1,02
700°C	Paslanmaz	5	116,52	72,41	2,63	2,68	1,61
750°C	Paslanmaz	1	127,01	79,20	2,65	2,68	1,05
750°C	Paslanmaz	2	112,21	70,05	2,65	2,68	0,87
750°C	Paslanmaz	5	127,45	79,51	2,65	2,68	0,98

Çizelge 4.2 ve Çizelge 4.3'te verilen değerler deneylerdeki RPT numuneleri için sayısal olarak fikir vermesi açısından önemlidir. Deneysel yoğunluk hesaplamalarında, suyun 20 °C sıcaklıktaki yoğunluğu $d_s=0,99821 \text{ g/cm}^3$ olarak alınmıştır. Gözenek hesaplamalarında teorik yoğunluk için numune difüzyon olmayan deneylerde $2,67 \text{ gr/cm}^3$ demir etki ettiği düşünülen deneylerde $2,68 \text{ gr/cm}^3$ olarak alınmıştır. Sonuçlar incelendiğinde genel olarak tüm deney şartlarında sıvı metal temizliği ile gözenek miktarının azaldığı tespit edilmiştir. Ayrıca sıvı metal temizliği üzerinde döküm sıcaklığının ve demir difüzyonunun etkili olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 4.5'te, difüzyon etkisi dikkate alınmaksızın, döküm sıcaklığı ile sıvı metal temizliğinin gözeneklilik üzerindeki etkilerini ortaya koyan deney sonuçları grafiksel olarak sunulmuştur. Bu grafik, her iki parametrenin gözenek oluşumuna olan katkısını karşılaştırmalı biçimde değerlendirmeye olanak sağlamaktadır.



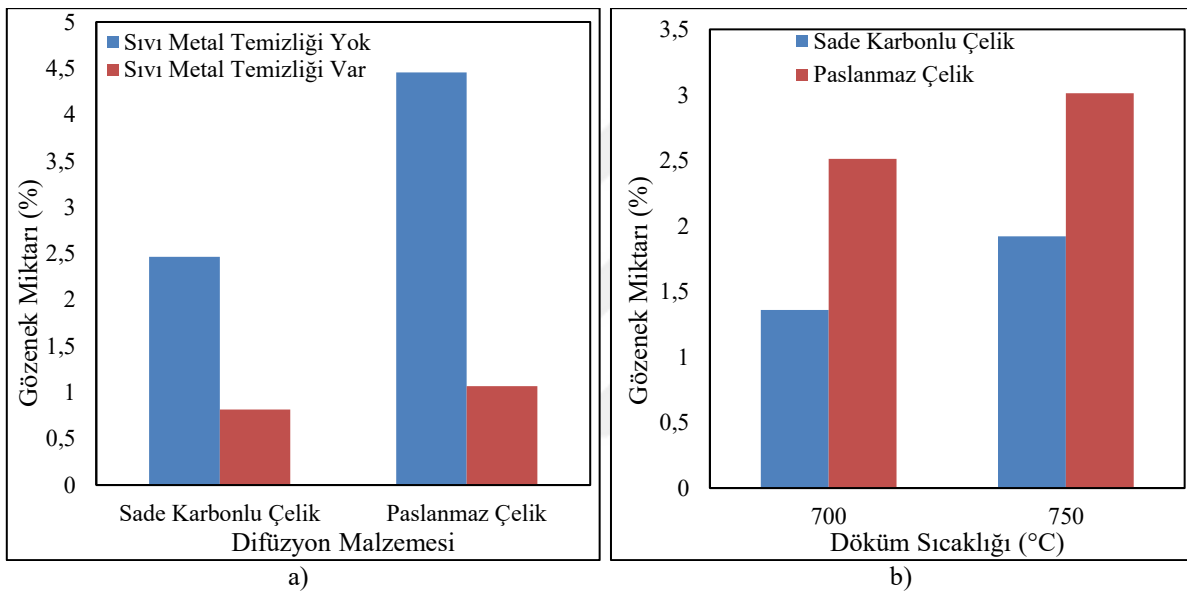
Şekil 4.5. Döküm sıcaklığı ve sıvı metal temizliğinin gözenek oluşumuna etkileri

Şekil 4.5'te görüldüğü gibi 700 °C'de temizleme öncesi gözenek miktarı %2,7 iken temizleme sonrası ilgili değer %0,8'e kadar düşmüştür. 750 °C'de gözenek değeri temizleme öncesi %3,6'dan temizleme işlemi ile %1'in altına kadar düşmüştür. Döküm sıcaklığı da gözenek oluşumu üzerinde etkili olduğu anlaşılmaktadır. Ancak temizleme işlemi sonrası gözenek değerlerinin birbirine yakın olduğu tespit edilmiştir. Bu durum temizleme işleminin önemini ve uygunluğunu göstermektedir. Difüzyon uygulanmayan ve farklı sürelerde demir difüzyonuna maruz bırakılan numuneler üzerinde gerçekleştirilen deneyler sonucunda elde edilen % gözenek miktarı değerleri Şekil 4.6'da grafik olarak verilmiştir.



Şekil 4.6. Difüzyon süresinin gözenek miktarına etkisi

Şekil 4.6’da verilen grafik incelendiğinde difüzyon süresi olmadığı durumda gözenek miktarı %0,9, 1 saatte %1,6, 2 saatte %2,1 ve 5 saatte %2,9 olarak hesaplanmıştır. Elde edilen veriler sıvı metale uygulanan difüzyon etkisiyle gözenek miktarının arttığını göstermiştir. Difüzyon süresi açısından gözenek miktarı değerlendirildiğinde difüzyon süresi artışı ile birlikte ortaya çıkan gözenek miktarlarında artış değerlendirilmiştir. Bu durumda, yine sıvı metal içerisinde olası demir etkisinin artması ile ilişkilendirilmiştir. Şekil 4.7a’da difüzyon için kullanılan malzemelerin sıvı metal temizliğine bağlı gözenek oluşumu Şekil 4.7b’de döküm sıcaklığı ile difüzyon malzemesinin % gözenek üzerine elde edilen sonuçlar grafik olarak verilmiştir.



Şekil 4.7. Difüzyon malzemesi ve sıvı metal temizliğine, b) döküm sıcaklığı ve difüzyon malzemesine göre gözenek miktarına etkisi

Şekil 4.7’de verilen grafiklerde gözenek oluşum üzerinde difüzyon için kullanılan malzemelerin etkisi ortaya çıkmıştır. Şekil 4.7a’da verilen sonuçlardan görüleceği gibi temizleme işlemi ile gözenek miktarlarında azalmalar görülse bile paslanmaz çelik ile difüzyona uğrayan deney numunelerinde olası demir etkisinin daha fazla olmasından dolayı gözenek miktarı daha fazla olduğu gözlenmektedir. Şekil 4.7b’de verilen grafikte paslanmaz çelik ile yapılan difüzyon işleminde her iki döküm sıcaklığında da daha fazla gözenek miktarı ortaya çıkmıştır. Döküm sıcaklığının artışı ile birlikte ortaya çıkan gözenek miktarlarında artış tespit edilmiştir. Sıvı metal temizliği hakkında bilgi veren bir diğer yöntem K mold kalıbına yapılan döküm numunelerini incelemektir. Şekil 4.8’de K mold kalıbına yapılan dökümlerden elde edilen numune görseli örnek olarak verilmiştir. Şekil 4.8’de gösterilen K-mold numuneleri

eşit aralıklı yerlerden kırılarak eriyik temizliğinin değerlendirilmesi yapılmaktadır. Deney numunelerinden elde edilen kırık yüzey fotoğraf görüntüleri Şekil 4.9’da verilmiştir.



Şekil 4.8. K mold döküm numunesi örnek görüntüsü

		Sıvı Metal Temizliği Yok		Sıvı Metal Temizliği Var	
		700°C	750°C	700°C	750°C
Referans					
	1 saat				
	2 saat				
Sade Karbonlu Çelik	5 saat				
	1 Saat				
	2 Saat				
Paslanmaz Çelik	5 Saat				

Şekil 4.9. K-mold kalıbı numunesi kırık yüzey fotoğraf görüntüleri

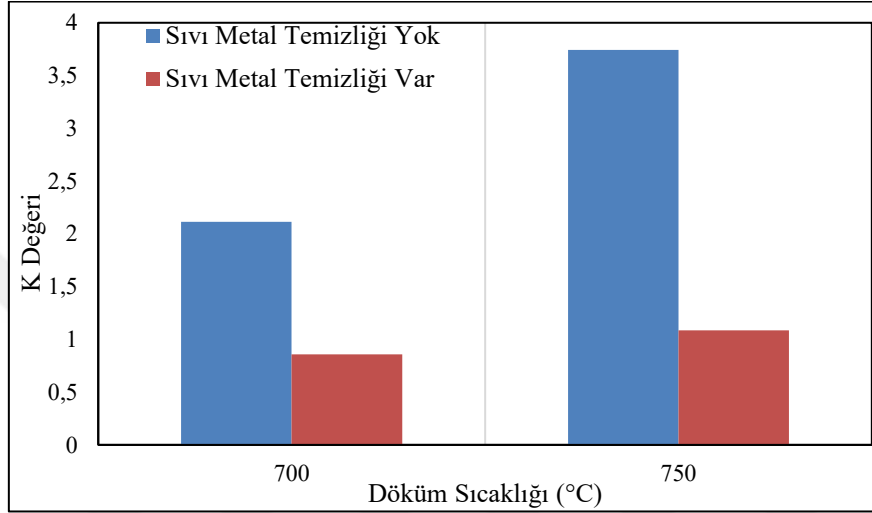
Ergitilen alaşımin temizliğinin belirlenmesi için kırık yüzeylerin fotoğraflarından yüzeyde bulunan kapanımların sayılarına göre K değeri elde edilmektedir. Temizleme öncesi ve temizleme sonrası yapılan dökümlerden elde edilen değerlerden ΔK değeri elde edilmektedir. Çizelge 4.4'te numune kırık yüzey görüntülerinden ölçülen K ve ΔK değerleri verilmiştir.

Çizelge 4.4. Kırık yüzeylerden elde edilen K değerleri ve ΔK hesabı

Sıcaklık (°C)	Malzeme	Difüzyon süresi (saat)	K- mold parça sayısı	Sıvı metal temizliği etkisi ile K hesabı				
				Temizleme işlemi yok		Temizleme işlemi var		ΔK
				İnklüzyon sayısı	K ₁ değeri	İnklüzyon sayısı	K ₂ değeri	
700°C		0	5	5	1	2	0,4	150
750°C		0	5	12	2,4	3	0,6	300
700°C	Sade Karbonlu	1	5	7	1,4	3	0,6	133
700°C	Sade Karbonlu	2	5	9	1,8	4	0,8	125
700°C	Sade Karbonlu	5	5	15	3	5	1	200
750°C	Sade Karbonlu	1	5	14	2,8	6	1,2	133
750°C	Sade Karbonlu	2	5	16	3,2	4	0,8	300
750°C	Sade Karbonlu	5	5	17	3,4	7	1,4	143
700°C	Paslanmaz	1	5	6	1,2	4	0,8	50
700°C	Paslanmaz	2	5	13	2,6	6	1,2	117
700°C	Paslanmaz	5	5	19	3,8	6	1,2	217
750°C	Paslanmaz	1	5	12	2,4	5	1	140
750°C	Paslanmaz	2	5	28	5,6	6	1,2	367
750°C	Paslanmaz	5	5	32	6,4	7	1,4	357

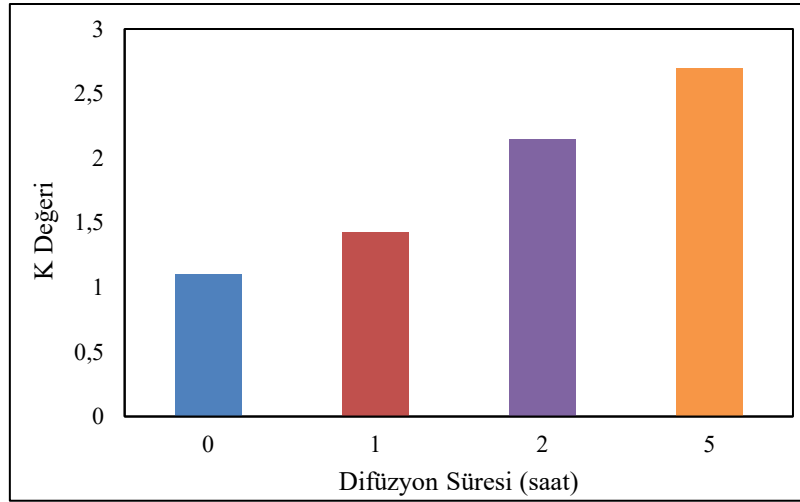
Çizelge 4.4'te verilen değerler incelendiğinde ilk olarak RPT deney numunelerinde elde edilen değerlere paralel sonuçlar karşımıza çıkmaktadır. Sonuçlarda sıvı metal temizliğinin bariz etkisi ile K değerlerinin düştüğü anlaşılmaktadır. Döküm sıcaklığının artışı ile birlikte K değerlerinin de arttığı tespit edilmiştir. Difüzyon ve difüzyon süresinin de yine elde edilen K değerlerini etkilediği görülmüştür. 700 °C'de temizleme yapılmadan ve difüzyona uğramayan deney dökümünde K değeri 1 çıkmış yani temizleme işleminin kabul edilebilir olduğu anlaşılmıştır. Ancak bu deney dışındaki temizleme işlemi uygulanmayan tüm dökümlerde sıvı metal kalitesi açısından temizleme işlemi gerektiği tespit edilmiştir. İlgili değerler döküm sıcaklığının artışı, difüzyona uğrama ve süreye bağlı olarak artış gösterdiği tespit edilmiştir. Temizleme işlemi sonrası yapılan dökümlerden elde edilen K değerleri incelendiğinde genel olarak temizleme işlemi sonrası sıvı metal temizliğinin kabul edilebilir seviyelerde olduğu

belirlenmiştir. Ancak özellikle 750 °C’de difüzyona uğramış dökümlerde temizleme işleminin yeterli olmadığı ve sıvı metalin biraz daha temizlenmesi gerektiğine işaret eden sonuçlara ulaşılmıştır. Temizleme işleminin etkinliğini belirlendiği ΔK değerleri incelendiğinde sıvı metalin temizleme öncesi değerine bağlı olarak artış gösterdiği anlaşılmaktadır. Şekil 4.10’da döküm sıcaklığının sıvı metal temizliği üzerine etkisi için elde edilen K değerleri grafik olarak verilmiştir.



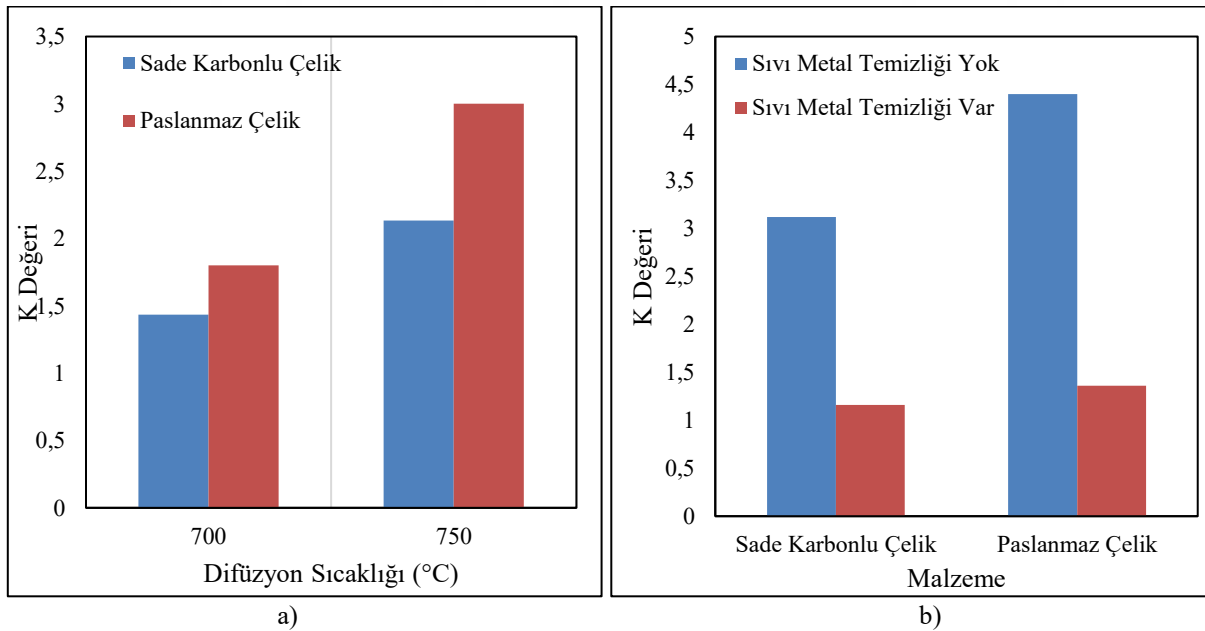
Şekil 4.10. Döküm sıcaklıklarında sıvı metal temizliğinin K değerine etkisi

Şekil 4.10’da verilen grafik incelendiğinde sıvı metal temizliği uygulanmayan numunelerde K değeri 700°C’de 2,11, 750°C’de 3,74 olarak hesaplanmıştır. Sıvı metal temizliği uygulandığında ise 700°C’de 0,8, 750°C’de 1,08 olarak belirlenmiştir. Sıvı metalin döküm sıcaklığı artırıldığında K değerinin arttığı görülmüştür. Ayrıca sıvı metale uygulanan temizleme işleminin hem 700°C’de hem 750°C’de K değerinde azalmaya sebep olduğu saptanmıştır. Difüzyon uygulanmayan ve farklı sürelerde demir difüzyonuna maruz bırakılan numunelere ait K değeri ortalamaları, Şekil 4.11’de grafiksel olarak sunulmuştur. Bu grafik, demir difüzyon süresinin K değeri üzerindeki etkisini karşılaştırmalı şekilde ortaya koymak amacıyla hazırlanmıştır.



Şekil 4.11. Difüzyon etkisiyle K değeri

Şekil 4.11’de verilen grafik incelendiğinde difüzyon uygulanmayan numunelerin K değeri 1,1, 1 saat difüzyon uygulandığında 1,4, 2 saat difüzyonda 2,15 ve 5 saat difüzyonda 2,7 olduğu hesaplanmıştır. Verilen değerler sıvı metale difüzyon etkisi uygulandığında K değerinin arttığını göstermiştir. Şekil 4.12a’da döküm sıcaklığı ve difüzyon malzemesi, Şekil 4.12b’de difüzyon malzemesi ve sıvı metal temizleme etkisinin K değeri sonuçları grafik olarak verilmiştir.



Şekil 4. 12. Malzeme etkisiyle elde edilen K değeri

Şekil 4.12a’da sıcaklık ve malzeme arasındaki ilişki incelendiğinde 700°C’de sade karbonlu çubuk K değeri 1,43, paslanmaz çelikte 1,8 olarak hesaplanmıştır. Döküm sıcaklığı

artırılarak yapılan dökümde 750°C’de sade karbonlu çubuk K değeri 2,13, paslanmaz çelikte 3 olarak hesaplanmıştır. Elde edilen veriler sıcaklık artışının K değerini artırdığını göstermiştir.

Şekil 4.12b’de malzeme etkisiyle difüzyon etkisini incelemek için kullanılan sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik malzemelerin sıvı metal temizliğine etkisine dair yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar grafik olarak verilmiştir. Elde edilen grafik incelendiğinde sıvı metal temizleme olmayan durumda paslanmaz çelik kullanılan dökümlerde K değeri 4,4, sade karbonlu çelik kullanıldığında 3,12 olarak hesaplanmıştır. Sıvı metal temizliği yapılan numunelerde ise paslanmaz çelik kullanılan dökümlerin K değeri 1,36, sade karbon kullanılan döküm numunelerinin 1,16 olarak hesaplanmıştır.

Çalışma kapsamında hem RPT hem K-mold sonuçları incelendiğinde sıvı metal temizleme işlemine dair paralel sonuçlar tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar sıvı metal temizliği işlemini gerekliliğini ve döküm sıcaklığı artışı ile gözenek miktarının arttığını göstermiştir. Ayrıca difüzyon uygulaması ile muhtemel demir içeriği değişiminin sıvı metal kalitesi üzerinde etkileri ortaya çıkmıştır. Konu ile ilgili elde edilen veriler literatürde yapılan çalışmalar ile de benzerlik gösterdiği tespit edilmiştir. Bu kapsamda yapılan çalışmalardan bazılarından elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir.

Alüminyum alaşımlarında yapılan sıvı metal temizliği, bünyelerinde bulunan yabancı ve kirletici maddeleri uzaklaştırmak için çeşitli tekniklerin kullanılmasını içerir. Sıvı metal temizliği uygulandığında ürün kalitesi artar. Sıvı metal temizleme işlemi, alüminyum alaşımlarının mekanik ve kimyasal özelliklerini iyileştirmek için çok önemli bir parametredir (Holzschuh ve ark., 2022). Döküm sırasında sıvı metalin temizliği, nihai ürün kalitesi açısından büyük önem taşır. Döküm sırasında oluşan kusurları azaltmak, kalıntıları gidermek ve eriyiğin temizliğini iyileştirmek için sıvı metal temizliği, filtre kullanımı ve döküm hızının azaltılması gibi yöntemler uygulanır (Chen ve Griffiths, 2021).

Sıvı metal temizleme yöntemleri arasında yaygın kullanılan gaz giderme tekniği, alüminyum alaşımlarının mekanik ve kimyasal özellikleri üzerindeki etkileri nedeniyle ilgi çekmektedir. Özellikle döner gaz giderme yöntemi, etkili ve uygulanabilir performansı sayesinde endüstride alüminyum eriyiklerinin temizlenmesinde sıkça tercih edilmektedir (Lazaro-Nebreda ve ark., 2022).

Gaz giderme işlemi nihai ürünün kalitesini etkileyebilecek istenmeyen gazların sıvı metalden uzaklaştırılmasını içermektedir (Boinovich ve ark., 2017). Bu gaz giderme ile temizleme yönteminin, alüminyum alaşımlarının yüzey özelliklerinin iyileştirilmesine potansiyel olarak katkıda bulunabileceğini göstermektedir. Gaz giderme işleminin alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri üzerinde olumlu bir etkiye sahip olabileceğini göstermektedir.

Döküm kalitesi açısından önemli olan diğer faktörlerden olan frekans, ortam ve döküm sıcaklığının etkisi araştırılmış ve sıcaklığın alüminyum alaşımlarının yorulma davranışı ve küçük çatlak yayılımını etkilemedeki önemi vurgulanmıştır (Zhu ve ark., 2008; Zhu ve ark., 2008). Yapılan çalışmalarda sıvı metalin döküm sıcaklığının, döküm işlemi sırasında alüminyum alaşımlarının davranışını, sıvı metalin temizliğini ve özelliklerini önemli ölçüde etkilediği görülmektedir. Döküm sıcaklığının kontrol edilmesi, istenilen akıcılık ve bimetal bağ kalitesinin elde edilmesinin yanı sıra dökümlerin mekanik özelliklerini ve mikro yapısını etkilemek açısından da çok önemlidir. Döküm sıcaklığının artırılmasının gözenek oluşumu üzerine etkisini araştıran Chen, (2010), gözenekliliğin alüminyum alaşımlı dökümlerin kalitesi üzerindeki zararlı etkisi olduğu sonucuna ulaşmıştır.

Alüminyum alaşımlarında demirin (Fe) varlığı, sıvı metalin kalitesi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Alüminyum ve demir arasındaki etkileşim alaşımın mikro yapısını ve özelliklerini etkilemektedir. Fe'nin alüminyum alaşımlarındaki çözünürlüğü nispeten düşüktür ve esas olarak Al_3Fe 'den oluşan ikinci fazlar, alaşımın tane sınırında artış göstermektedir (Zhang ve ark., 2020). Fe'nin alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri üzerindeki zararlı etkileri, Fe intermetalik bileşiklerinin oluşumunda rol oynamaktadır. Fe'nin sıvı alüminyumda çözünmesi ve difüzyonu, demirin korozyonuna yol açarak intermetalik katmanlarının oluşmasına neden olabilir (Balloy ve ark., 2010; Wang ve ark., 2020). Bu intermetalikler alüminyum alaşımlı dökümlerin korozyon direncinin ve mekanik özelliklerinin azalmasına yol açmaktadır (Chen, 2010).

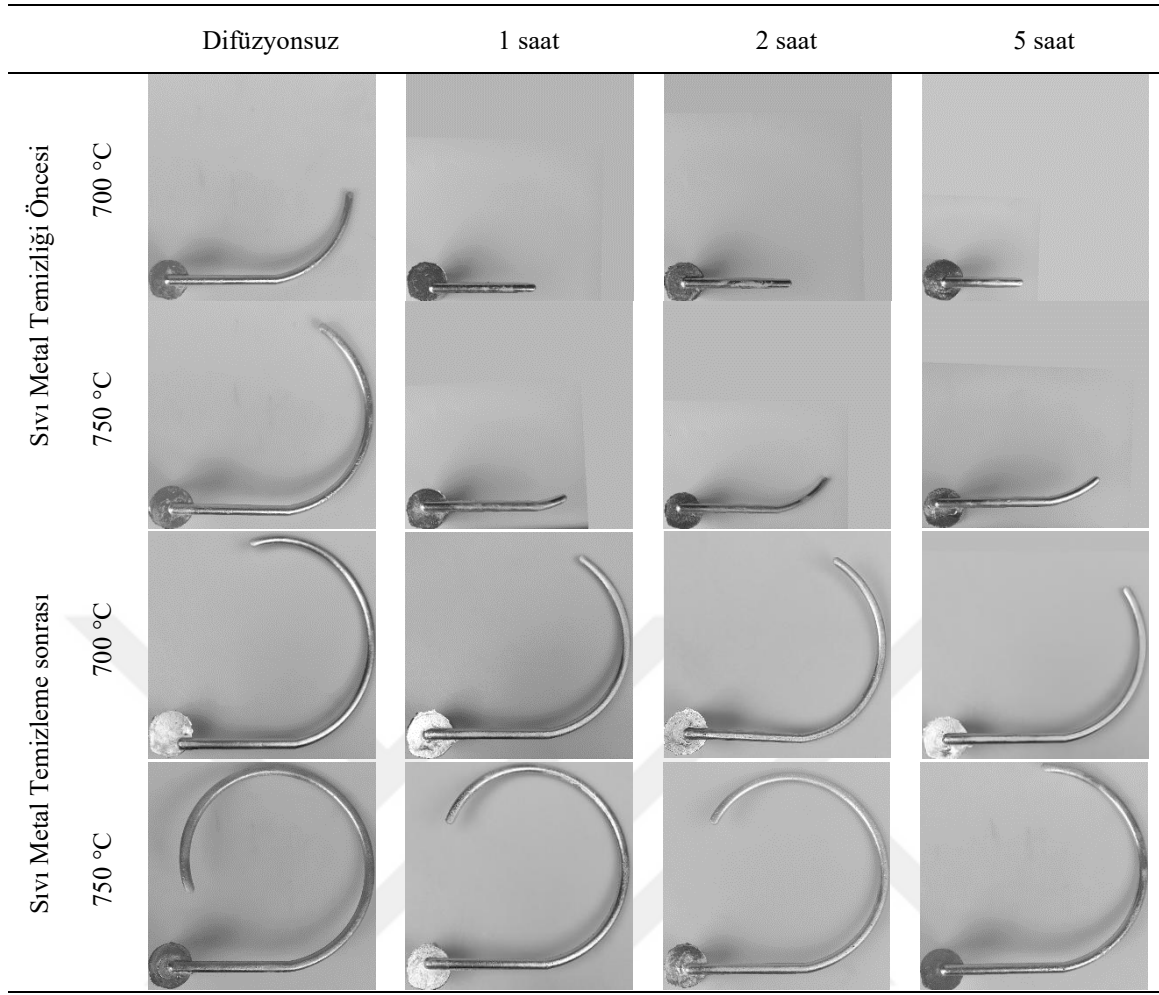
Geri dönüştürülmüş alüminyum alaşımlarındaki Fe safsızlıkları, intermetaliklerin Fe ile kristalleşmesi nedeniyle sünekliğin azalmasına yol açabilmektedir (Haga ve diğerleri, 2005). Alüminyum alaşımlarında Fe içeren fazların birincil kristalizasyonu niceliksel olarak analiz edilmiştir. Hacimce %1 ila 5 arasında değişen demir içeriğinin etkisi, alüminyum alaşımında

malzemenin mekanik özelliklerini etkileyebilen Al-Fe-Si intermetalik liflerin oluşumuna neden olmaktadır (Rabeeh, 2010).

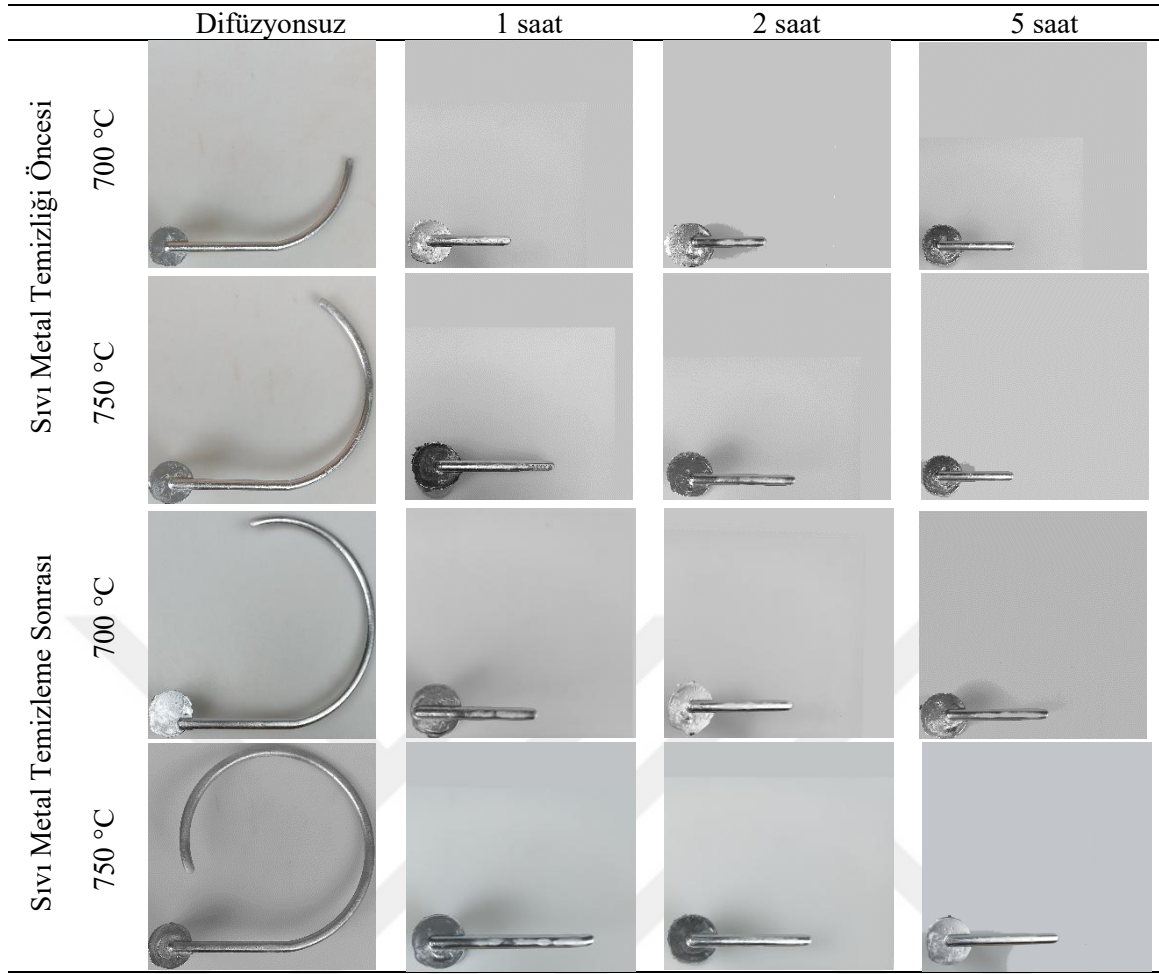
Alüminyum alaşımlarındaki sıvı metalden Fe'yi uzaklaştırmak için çeşitli yöntemler uygulanmaktadır. Bu yöntemlerden biri, yüksek kaliteli alüminyum üretmek için sıvı metal temizleme kullanımını içermektedir. Bu alaşımın ergitilerek temizleme yaklaşımı, erimiş metaldeki kalıntıların giderilmesiyle ürünün performansı ve kalitesini artıran bir ilişki anlamına gelmektedir (Belov, 2013; Holzschuh ve ark., 2022).

4.3. Akıcılık Testi Sonuçları

A356 alüminyum alaşımının dökümünde akıcılığa etki eden parametreler spiral akıcılık kalıbı ve dört kanallı şerit akıcılık kalıbı ile incelenmiştir. Dört kanallı şerit akıcılık kalıbının kesit kalınlıkları sırasıyla 2 mm, 8 mm, 4 mm ve 6 mm'dir. Bu kapsamda akıcılık üzerinde etkisi düşünülen döküm sıcaklığı, sıvı metal temizliği ve demir ile difüzyon etkisi deney parametreleri olarak belirlenmiştir. Demir difüzyonu etkisi için ergimiş sıvı metal içerisine 40 mm çapında sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik malzeme deney parametrelerine uygun sıcaklıkta (700°C ve 750°C) tatbik edilmiştir. Deneylerde demir difüzyonunun süreye bağlı etkisini incelemek amacıyla sıvı metal içerisine yerleştirilen çelik çubuklar sırasıyla 1 saat, 2 saat ve 5 saat süreyle bekletilmiş ve her süre sonunda döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışmalarda döküm sıcaklıkları 700 °C ve 750 °C olarak belirlenmiş, böylece sıcaklık değişiminin akıcılık üzerindeki etkisi de değerlendirilmiştir. Buna ek olarak, sıvı metalin temizliği parametresi de ayrı bir değişken olarak ele alınmış; deneylere, sıvı metal temizleme işlemi uygulanmadan ve temizleme sonrası olmak üzere iki farklı koşulda devam edilmiştir. Her bir döküm işlemi sonrasında numuneler kalıptan dikkatli bir şekilde çıkarılarak detaylı incelemeler için hazırlanmış ve değerlendirmeye tabi tutulmuştur. Bu yaklaşım sayesinde, difüzyon süresi, döküm sıcaklığı ve sıvı metal temizliğinin, döküm kalitesi ve akıcılık özellikleri üzerindeki bireysel ve birleşik etkileri sistematik olarak analiz edilebilmiştir. Şekil 4.13'te, difüzyon etkisi için sade karbonlu çelik kullanılan deneylerden elde edilen spiral akıcılık döküm numuneleri gösterilmektedir. Şekil 4.14'te ise, paslanmaz çelik ile difüzyona tabi tutularak gerçekleştirilen spiral akıcılık döküm numunelerinin görüntüleri sunulmaktadır.



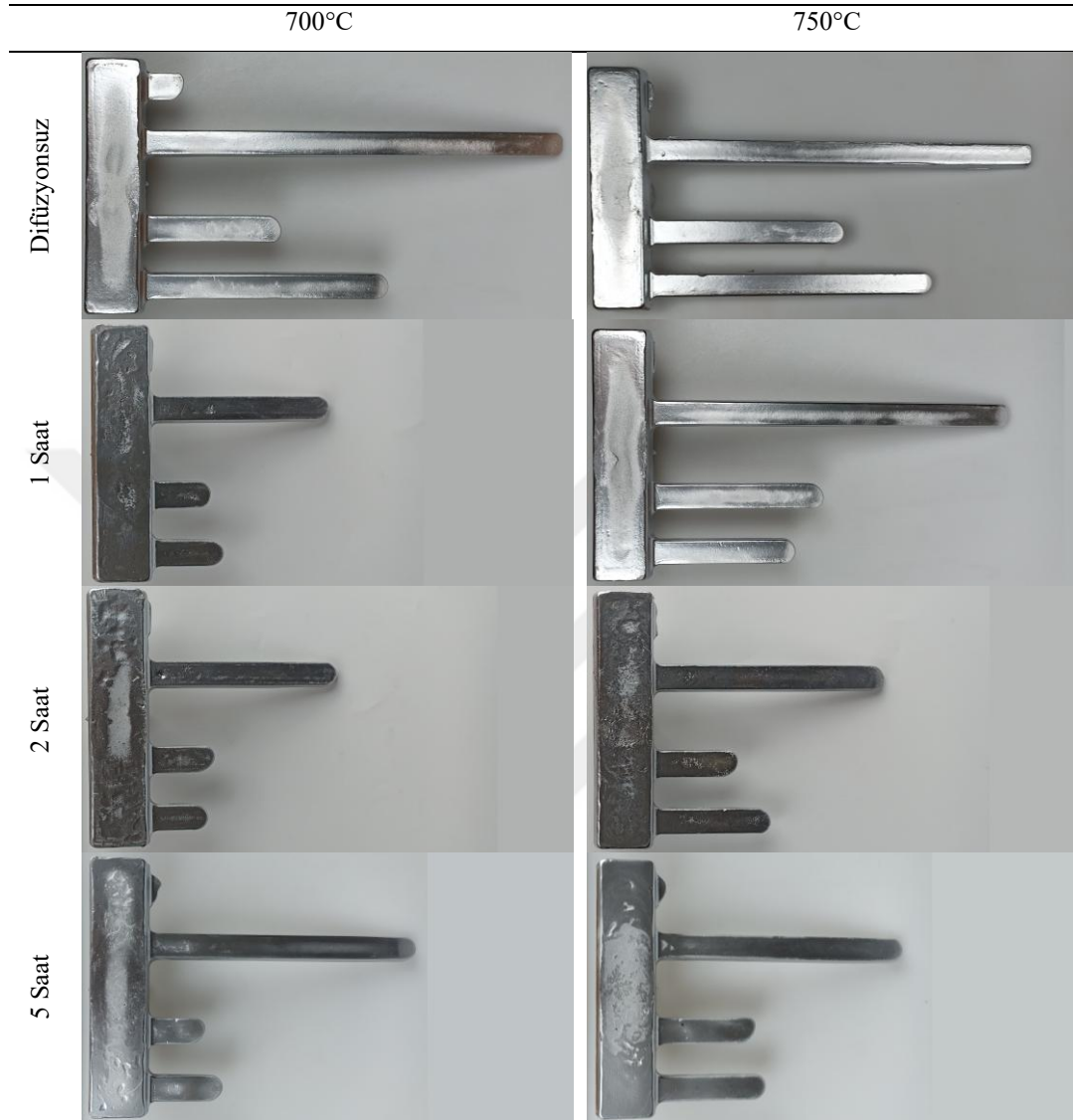
Şekil 4.13. Sade karbonlu çelik difüzyonu uygulanan döküm numune resimleri



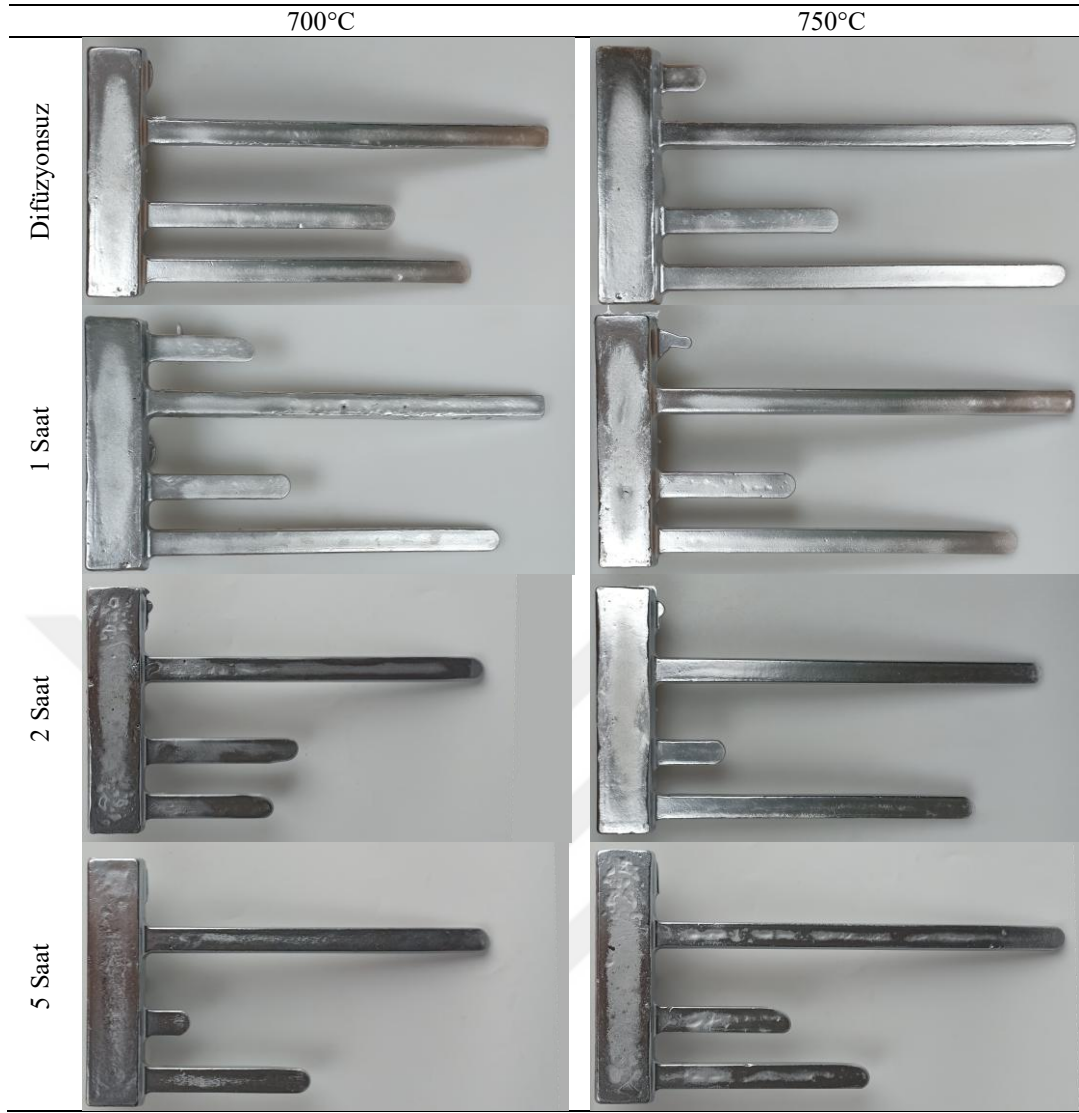
Şekil 4.14. Paslanmaz çelik difüzyonu uygulanan döküm numune resimleri

Şekil 4.13 ve Şekil 4.14’te verilen spiral akıcılık numuneleri incelendiğinde değişen deney parametrelerine bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafelerinde farklılıklar ortaya çıktığı görülmektedir. Döküm sıcaklığının artışı ve sıvı metal temizleme işleminin alaşımın akıcılık özelliklerine olumlu yönde etki ettiği gözlenmiştir. Ayrıca difüzyon uygulanan deneylerde demirin etkisine bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafelerinde azalma olduğu anlaşılmıştır. Paslanmaz çelik ve karbonlu çelik difüzyonu arasındaki farklılıklar incelendiğinde ise paslanmaz çelik çubuk ile difüze edilen numunelerin daha az akıcılığa sahip olduğu görülmektedir. Şekil 4.15’te sade karbonlu çelik ile difüzyona tabi tutulan ve sıvı metal temizliği uygulanmayan dört kanallı şerit akıcılık döküm numuneleri, Şekil 4.16’da, sade karbonlu çelik ile difüzyona tabi tutulan ve sıvı metal temizliği yapılan dört kanallı şerit akıcılık döküm numuneleri gösterilmektedir. Şekil 4.17’de, paslanmaz çelik ile difüzyona tabi tutulan ve sıvı metal temizliği yapılmayan dört kanallı şerit akıcılık döküm numunelerinin görselleri sunulmaktadır.

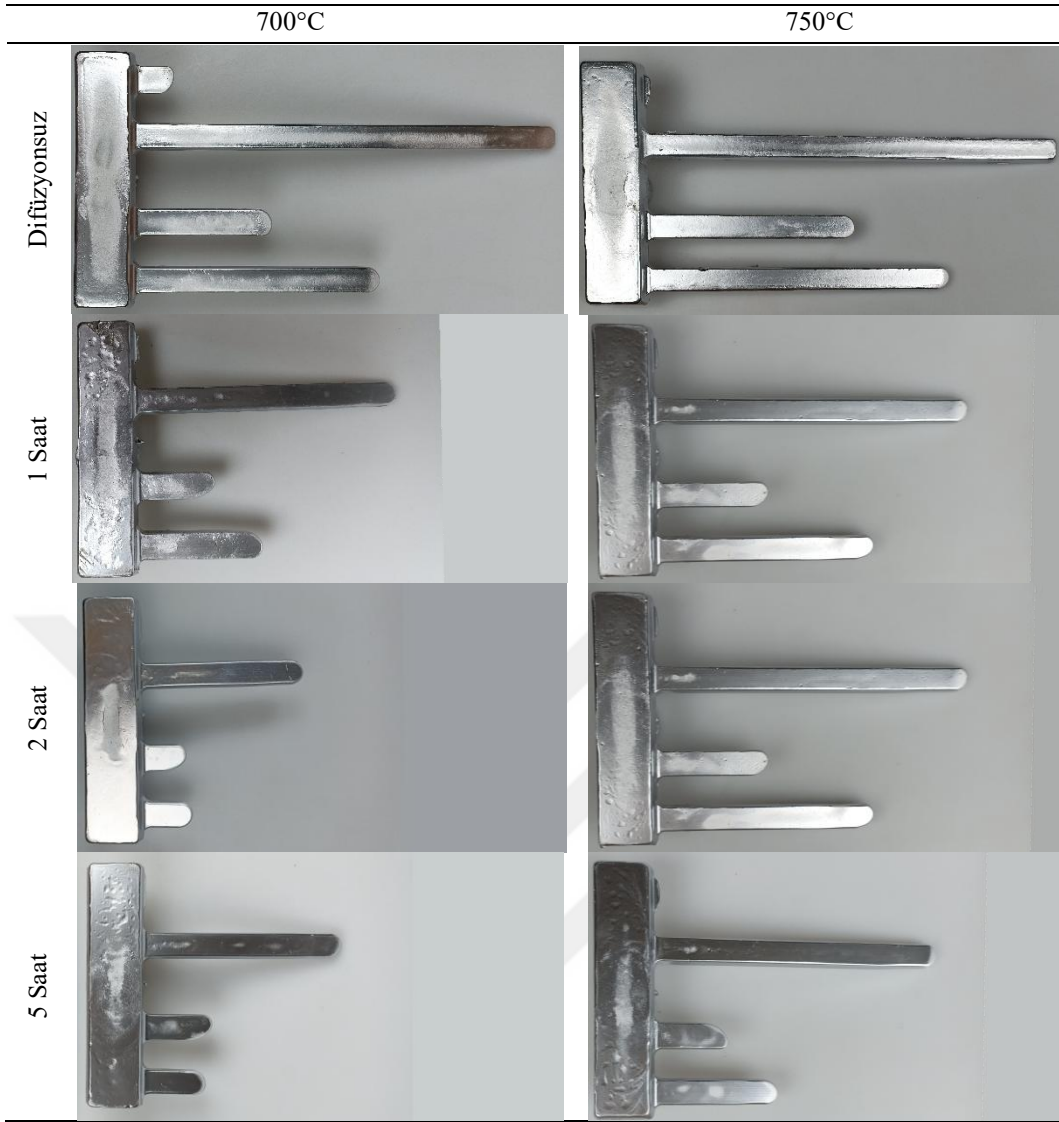
Şekil 4.18’de ise, paslanmaz çelik ile difüzyona tabi tutulan ve sıvı metal temizliği yapılan dört kanallı şerit akıcılık döküm numunelerinin görselleri verilmiştir.



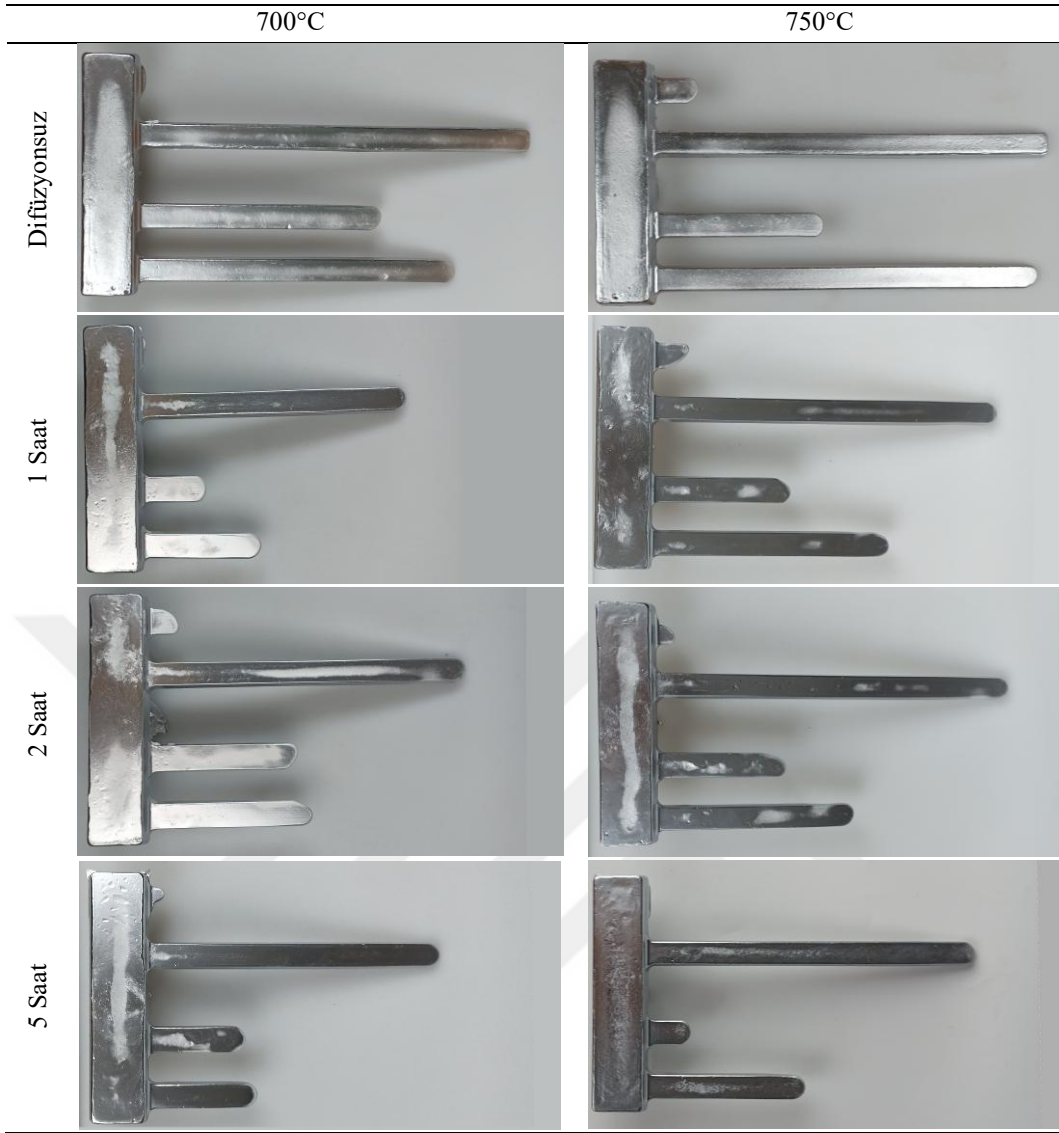
Şekil 4.15. Sade karbonlu çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği öncesi dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri



Şekil 4.16. Sade karbonlu çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği sonrası dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri



Şekil 4.17. Paslanmaz çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği öncesi dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri



Şekil 4.18. Paslanmaz çelik difüzyonlu sıvı metal temizliği sonrası dört kanallı şerit akıcılık döküm numune resimleri

Şekil 4.15, Şekil 4.16, Şekil 4.17 ve Şekil 4.18’de verilen döküm numune görüntüleri incelendiğinde; döküm sıcaklığı, difüzyon malzemesi, difüzyon süresi ve sıvı metal temizliğine bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafelerinde farklılıklar olduğu belirlenmiştir. Döküm sıcaklığındaki artış ve sıvı metal temizleme işleminin, alaşımın akıcılık özelliklerini olumlu etkilediği gözlenmiştir. Ayrıca, difüzyon uygulanan deneylerde demirin etkisine bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafelerinde azalma olduğu gözlemlenmiştir. Elde edilen sonuçların daha ayrıntılı değerlendirilmesi amacıyla numunelere ait sıvı metal ilerleme mesafesi ölçülmüştür. Çizelge 4.5’te, deney numunelerinin değişen döküm şartlarındaki sıvı metal ilerleme mesafesi ölçüm değerleri sunulmaktadır.

Çizelge 4.5. Deney numuneleri sıvı metal ilerleme mesafesi değerleri

Sıcaklık (°C)	Malzeme	Difüzyon süresi (saat)	Sıvı Metal İlerleme Mesafesi (mm)									
			Temizleme işlemi yok					Temizleme işlemi var				
			Spiral Akıcılık	4 Kanallı Şerit Akıcılık				Spiral Akıcılık	4 Kanallı Şerit Akıcılık			
				2	8	4	6		2	8	4	6
700°C		0	242	27	300	95	172	429	5	300	183	242
750°C		0	345	4,2	300	144	217	547	33	300	126	290
700°C	Sade Karbonlu	1	100	3	126	40	49	348	26	103	298	77
700°C	Sade Karbonlu	2	101	4	135	44	41	365	7	246	111	94
700°C	Sade Karbonlu	5	74	8	191	48	54	306	2	243	32	115
750°C	Sade Karbonlu	1	138	2	264	124	102	502	24	300	99	258
750°C	Sade Karbonlu	2	187	2	161	59	82	492	5,9	291	51	239
750°C	Sade Karbonlu	5	163	1	184	79	72	404	3	300	96	156
700°C	Paslanmaz	1	73	2	182	53	84	89	3	181	45	82
700°C	Paslanmaz	2	63	1	113	31	35	85	20	228	106	114
700°C	Paslanmaz	5	60	1	140	49	47	84	11	208	69	77
750°C	Paslanmaz	1	98	8	228	97	159	115	26	261	103	178
750°C	Paslanmaz	2	91	4	129	37	14	99	20	253	49	129
750°C	Paslanmaz	5	73	3	207	52	88	92	13	278	97	153

Çizelge 4.5'te sunulan veriler incelendiğinde, deney koşullarındaki farklılıkların sıvı metalin ilerleme mesafesi üzerinde önemli derecede etkili olduğu görülmektedir. Spiral tipteki akıcılık kalıbı kullanılarak yapılan deneylerde, elde edilen sıvı metal ilerleme mesafelerinin 60 mm ile 547 mm arasında değiştiği tespit edilmiştir. Bu geniş değişim aralığı, döküm parametrelerinin akıcılık üzerindeki belirleyici rolünü ortaya koymaktadır. En düşük sıvı metal ilerleme mesafesi, 700 °C'de paslanmaz çelik çubuk ile 5 saatlik difüzyon uygulaması sonrasında temizleme işlemi yapılmadan gerçekleştirilen dökümde ölçülmüştür. Buna karşılık, en yüksek ilerleme mesafesi ise 750 °C döküm sıcaklığında, herhangi bir difüzyon uygulanmadan ve temizleme işlemi gerçekleştirilmiş bir dökümde elde edilmiştir. Bu bulgular, hem döküm sıcaklığının hem de sıvı metal temizliği ve difüzyon sürecinin sıvı metalin kalıpta ilerleyebilme yetisi üzerinde etkili olduğunu göstermektedir. Dolayısıyla, her bir deney parametresinin akıcılık performansını doğrudan etkilediği ve bu parametreler optimize edilmediğinde akıcılığın ciddi oranda azalabileceği söylenebilir. Elde edilen sonuçlar,

alüminyum döküm işlemlerinde akıcılığın iyileştirilmesi için deneysel koşulların dikkatle seçilmesi gerektiğini ortaya koymaktadır.

Dört kanallı şerit akıcılık kalıbında, deney parametreleri uygulandığında elde edilen değerler şu aralıklarda sıvı metal ilerlemeleri göstermiştir: 2 mm kesit kalınlığında 1–33 mm, 4 mm kesit kalınlığında 31–298 mm, 6 mm kesit kalınlığında 14–290 mm ve 8 mm kesit kalınlığında 103–300 mm. Bu ilerlemeler deneyler sırasında gözlenmiştir. En düşük sıvı metal ilerlemeleri, 700 °C’de paslanmaz çelik kullanılarak ve sıvı metal temizleme işlemi yapılmayan durumlarda gözlenmiştir. En yüksek sıvı metal ilerleme mesafeleri ise, 750 °C’de difüzyon uygulanmayan ve sıvı metal temizleme yapılan numunelerde belirlenmiştir.

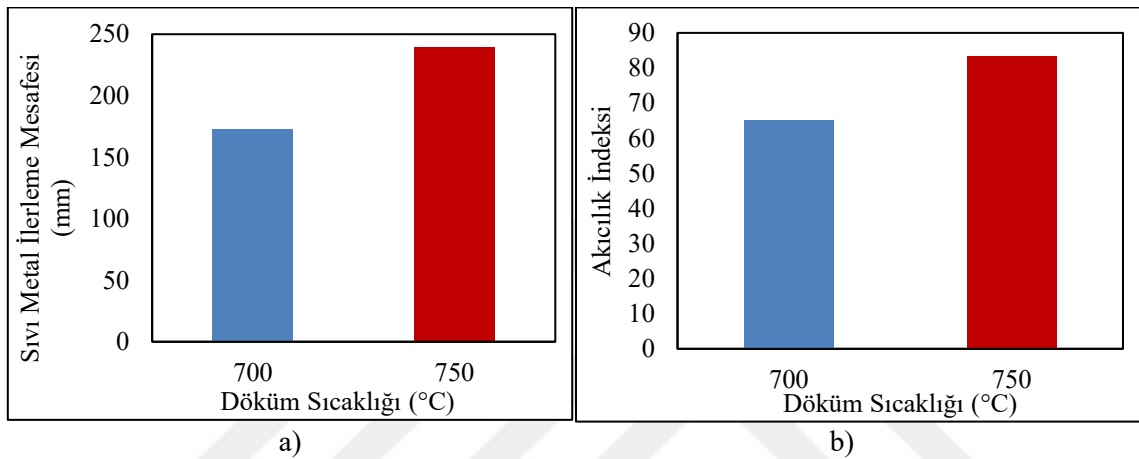
Dört kanallı akıcılık kalıbında, her kanalın farklı kesit kalınlıklarına sahip olması, değişen döküm parametreleri altında sıvı metalin ilerleme mesafesinin değerlendirilmesini zorlaştırmaktadır. Ayrıca, her bir kesit için ayrı ayrı analiz yapıldığında, ölçüm sonuçlarında tutarsızlıklar veya sapmalarla karşılaşılabilir. Sıvı metalin kalıpta ne kadar ilerlediği; döküm süresi, döküm sıcaklığı, potanın döküm anında kalıptaki hangi bölgeye daha yakın olduğu ve döküm hızı gibi çeşitli parametrelerden etkilenmektedir. Bu değişkenlikleri minimize ederek daha standart ve karşılaştırılabilir sonuçlar elde edebilmek adına akıcılık indeksi geliştirilmiştir. Akıcılık indeksi, her bir kanal için sıvı metalin kat ettiği mesafenin, ilgili kanalın kesit kalınlığına oranlanması ve tüm bu oranların toplanmasıyla hesaplanmaktadır. Bu yöntem, farklı kalınlıklardaki kanallardan elde edilen akıcılık verilerinin normalize edilmesine olanak sağlamaktadır. Akıcılık indeksi hesaplaması, kalıpta yer alan kanal sayısına bağlı olarak genişletilebilir şekilde formüle edilmiştir. Dört kanallı kalıplar için bu hesaplama yöntemi Eşitlik 1.5’te verilmiştir ve aşağıdaki şekilde ifade edilmektedir:

$$\text{Akıcılık İndeksi} = \frac{\text{Sıvı Metal İlerleme Mesafesi (mm)}}{\text{Kesit Kalınlığı (mm)}} \quad (1.5)$$

Deneylerde kullanılan akıcılık kalıbı için hesaplamalar aşağıdaki örnekteki gibi yapılmıştır. Örnek hesaplama için sıvı metal ilerleme mesafeleri 2 mm kanalda 14 mm, 4 mm kanalda 36 mm, 6 mm kanalda 126 mm ve 8 mm kanalda 248 mm olduğu durumda akıcılık indeksi değeri şu şekilde hesaplanabilir;

$$\text{Akıcılık İndeksi} = \frac{14}{2} + \frac{36}{4} + \frac{126}{6} + \frac{248}{8} = 7 + 9 + 21 + 31 = 68$$

Örnek döküm numune için akıcılık indeksi değeri hesaplama sonucu 68 olarak belirlenmiştir. Bundan sonra ilgili kalıptan elde edilen numunelere ait sıvı metal ilerleme mesafeleri sonuçların daha anlaşılır olması açısından akıcılık indeksi ile sunulacaktır. Deney parametreleri ayrı ayrı incelenecek olursa ilk olarak döküm sıcaklığının akıcılık üzerinde etkisi değerlendirilecektir. Bu kapsamda Şekil 4.19'da diğer parametrelerden bağımsız olarak 700 °C ve 750 °C'de yapılan dökümlerden elde edilen sıvı metal ilerleme mesafesi değerlerinin ortalamaları verilmiştir.

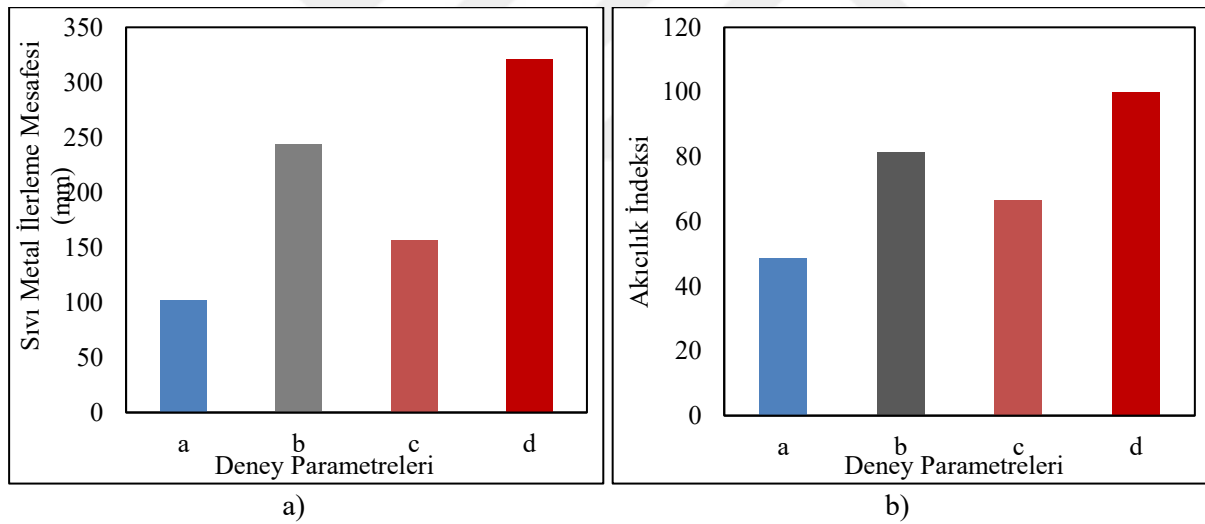


Şekil 4.19. Döküm sıcaklığına bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafesi ortalamaları, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi ve b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi

Şekil 4.19.a incelendiğinde, döküm sıcaklığı 700°C olan numunelerde sıvı metalin ortalama ilerleme mesafesi 172 mm olarak ölçülmüştür. Aynı alaşım, 750°C sıcaklıkta döküldüğünde bu mesafe ortalama 239 mm'ye ulaşmıştır. Elde edilen bulgular, döküm sıcaklığındaki artışın sıvı metalin ilerleme mesafesini yaklaşık %39 oranında artırdığını ve sıcaklığın akıcılık üzerinde belirgin bir olumlu etkisi olduğunu göstermektedir. Şekil 4.19.b'de sunulan verilere göre, 700°C sıcaklıkta dökülen numunelerin ortalama akıcılık indeksi 65 mm iken, 750°C'de bu değer 83 mm olarak ölçülmüştür. Bu sonuçlar, döküm sıcaklığındaki 50°C'lik artışın akıcılık indeksinde yaklaşık %28'lik bir artış sağladığını ortaya koymaktadır. Literatürde yapılan çeşitli çalışmalarda da alüminyum döküm alaşımlarında sıcaklığın akışkanlık üzerindeki etkisine sıklıkla vurgu yapılmaktadır. Alüminyum alaşımlarında akıcılık, yalnızca sıcaklıkla değil, aynı zamanda alaşım bileşimi, katılaşma aralığı, yeniden kristalleşme davranışı ve mikro yapısal özelliklerle de ilişkilidir. Örneğin, Prukkanon ve arkadaşları (2009), A356 alüminyum alaşımına farklı elementlerin ilave edilmesinin yeniden kristalleşme

sıcaklığını artırarak akıcılığı etkilediğini belirtmiştir. Timelli ve Bonollo (2007) tarafından yapılan bir çalışmada ise alaşım sıcaklığındaki artışların akıcılığı doğrudan artırdığı ve en yüksek döküm sıcaklıklarında sıvı metalin daha kolay aktığı tespit edilmiştir. Benzer şekilde, Li ve arkadaşları (2014), ergitme sıcaklığının yükseltilmesinin, alüminyum alaşımlarında akışkanlık uzunluğunu artırdığını ifade etmiştir. Yim ve arkadaşlarının (2013) çalışmasında ise yalnızca döküm sıcaklığı değil, aynı zamanda kalıp sıcaklığındaki artışların da akışkanlık üzerinde olumlu etkileri olduğu gösterilmiştir.

Tüm bu çalışmalar, sıcaklığın alüminyum alaşımlarının akıcılığı üzerinde çok yönlü ve belirleyici bir etkisi olduğunu, ayrıca farklı alaşımların sıcaklık değişimlerine farklı tepkiler verdiğini ortaya koymaktadır. Son olarak, Şekil 4.20’de, demir difüzyon etkisinden bağımsız olarak döküm sıcaklığı ve sıvı metal temizliğinin akıcılık üzerindeki etkilerini değerlendirmek amacıyla yapılan deneylerden elde edilen sıvı metal ilerleme mesafeleri ve akıcılık indeksleri grafiksel olarak sunulmuştur.



Şekil 4.20. Sıvı metal temizleme ve döküm sıcaklığının akıcılık üzerindeki etkisi, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi

Şekil 4.20 de verilen grafiklerde a, b, c ve d olarak isimlendirilen çubukların açıklamaları; a) 700 °C temizleme işlemi olmadan, b) 700 °C temizleme sonrası, c) 750 °C temizleme işlemi olmadan, d) 750 °C temizleme sonrası.

Şekil 4.20.a’daki veriler değerlendirildiğinde, 700°C sıcaklıkta gerçekleştirilen dökümlerde sıvı metal temizliği uygulanmadığında sıvı metalin ortalama ilerleme mesafesi 102

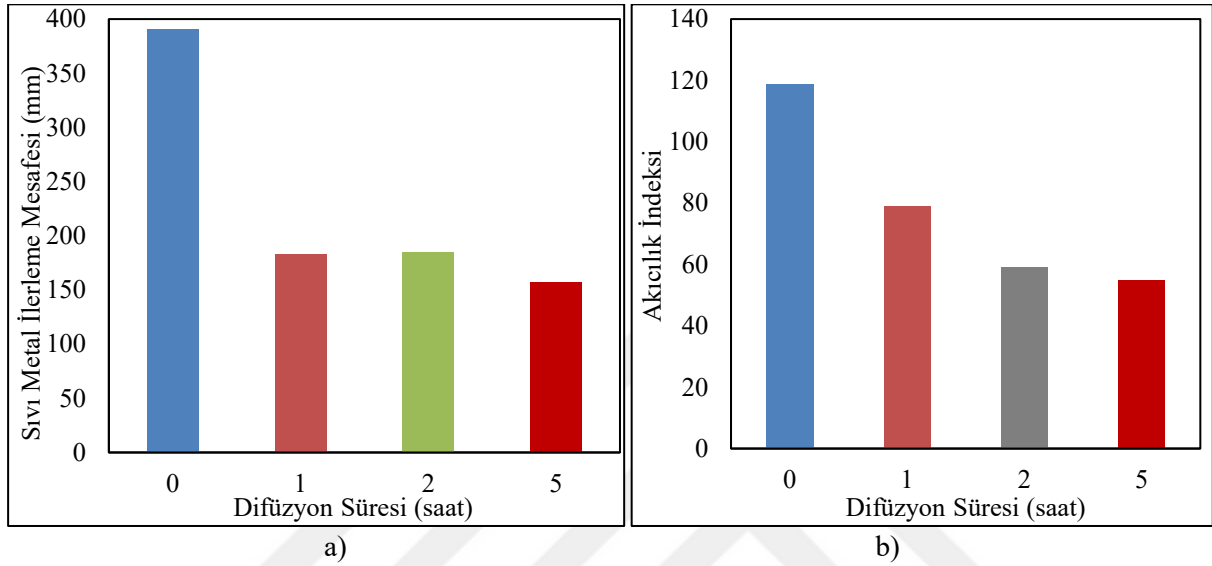
mm olarak ölçülmüştür. Aynı sıcaklıkta temizleme işlemi gerçekleştirildiğinde bu mesafe 244 mm'ye yükselmiştir. Bu artış, temizleme işleminin sıvı metalin akıcılığı üzerinde önemli bir etkisi olduğunu ve yaklaşık %140 oranında bir gelişme sağladığını ortaya koymaktadır.

Döküm sıcaklığı 750°C'ye çıkarıldığında, temizleme yapılmayan örneklerde sıvı metalin ilerleme mesafesi ortalama 156 mm olarak belirlenmiş, sıvı metal temizliği uygulandığında ise bu değer 321 mm'ye ulaşmıştır. Bu durum, 750°C sıcaklıkta temizleme işleminin akıcılığa olan katkısının yaklaşık %106 seviyesinde olduğunu göstermektedir. Ayrıca, sıcaklık artışının etkisi de dikkate alındığında, temizleme yapılmayan numunelerde sıcaklığın 700°C'den 750°C'ye çıkarılması ilerleme mesafesinde %52 oranında bir artışa neden olurken, temizleme uygulanan numunelerde bu artış %32 olarak kaydedilmiştir.

Şekil 4.20.b'de yer alan verilere göre, 700°C sıcaklıkta temizleme yapılmadan elde edilen akıcılık indeksi 49 mm iken, temizleme işlemi sonrası bu değer 82 mm'ye yükselmiştir. Bu sonuçlar, temizliğin akıcılık indeksinde %67 oranında bir artış sağladığını ortaya koymaktadır. Benzer şekilde, 750°C'de temizleme uygulanmayan örneklerde akıcılık indeksi ortalama 67 mm, temizleme yapılanlarda ise 100 mm olarak ölçülmüştür. Bu da temizliğin bu sıcaklıkta %49 oranında bir iyileşme sağladığını göstermektedir. Döküm sıcaklığı 700°C'den 750°C'ye çıkarıldığında ise akıcılık indeksinde, temizleme yapılmadığında %37, temizleme uygulandığında ise %22 oranında artış gözlemlenmiştir.

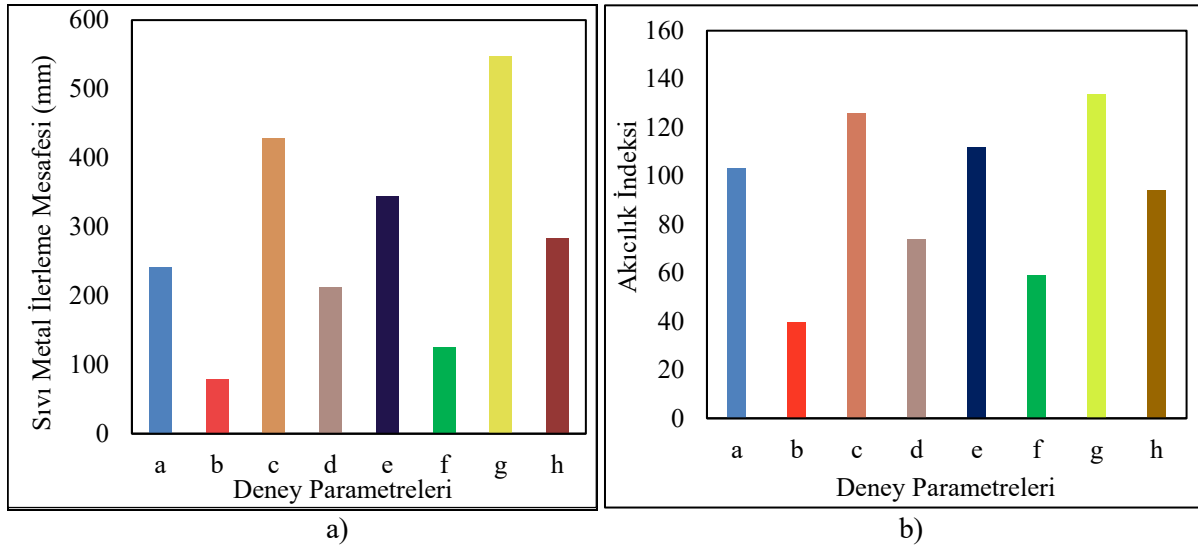
Alüminyum alaşımlarında sıvı metal temizliğinin akışkanlık üzerine olan etkisi, daha önceki çalışmalarda da sıklıkla vurgulanmıştır. Bu alaşımların akıcılığı, katılaşma aralığı, ergime sıcaklığı, metalin viskozitesi ve bünyesindeki takviye parçacıkları gibi birçok değişkenden etkilenmektedir (Ravi ve ark., 2008). Nitekim, alaşım içerisindeki yabancı parçacıkların ve bazı elementlerin varlığı, sıvı metalin akışkanlığını düşürdüğü gibi katılaşma sürecini de olumsuz yönde etkileyebilmektedir (Behera ve ark., 2012). Ayrıca, özellikle çelik ve alüminyum alaşımlarının bir arada kullanıldığı dökümlerde, bağlantı kalitesini artırmak adına dökümden önce malzeme yüzeyinin kirleticilerden arındırılması önerilmektedir. Bu da döküm kalitesinin sağlanmasında temizliğin kritik bir faktör olduğunu göstermektedir (Suryadarma ve ark., 2021).

Bu çalışmada, demir elementinin difüzyon etkisini incelemek amacıyla sade karbon çeliği ve paslanmaz çelik çubuklar, deney parametrelerine uygun olarak 1, 2 ve 5 saat boyunca belirlenen sıcaklıklarda sıvı alüminyum içerisinde yerleştirilmiştir. Difüzyonun uygulanmadığı ve farklı sürelerde uygulandığı durumlarda elde edilen sıvı metal ilerleme mesafelerinin ortalama değerleri, Şekil 4.21’de grafiksel olarak sunulmuştur.



Şekil 4.21. Difüzyon süresine bağlı olarak sıvı metal ilerleme mesafesinin ortalama değerleri, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi

Şekil 4.21.a'daki veriler değerlendirildiğinde, difüzyon işlemi uygulanmayan dökümlerde sıvı metalin ortalama ilerleme mesafesi 390 mm olarak ölçülmüştür. Difüzyon süresi 1 saat olduğunda bu mesafe 183 mm'ye, 2 saatlik uygulamada 185 mm'ye ve 5 saatlik süreçte ise 157 mm'ye kadar düşmüştür. Bu verilerden hareketle, demir difüzyonunun uygulanması durumunda sıvı metalin ilerleme mesafesinde %53'ü aşan bir düşüş yaşandığı gözlemlenmiştir. Şekil 4.21.b'de yer alan sonuçlara göre, difüzyonsuz dökümlerde akıcılık indeksi ortalama 119 mm seviyesindeyken, 1 saatlik difüzyon sonrasında bu değer 79 mm'ye, 2 saatlik uygulamada 59 mm'ye ve 5 saatlik süreçte 55 mm'ye gerilemiştir. Ortalama veriler, demir difüzyonunun sıvı metal akıcılığı üzerinde yaklaşık %33'ün üzerinde bir azalmaya yol açtığını göstermektedir. Şekil 4.22'de ise döküm sıcaklığı, sıvı metal temizliği ve difüzyon süresi değişkenlerine göre elde edilen sonuçlar grafiksel olarak sunulularak daha kapsamlı bir analiz imkânı sağlanmıştır.



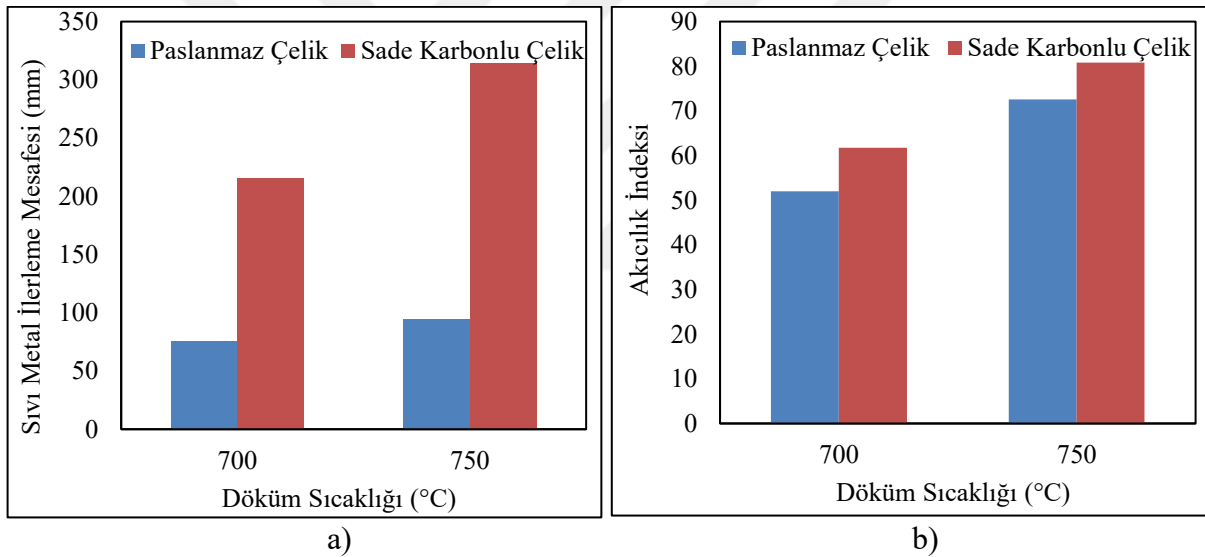
Şekil 4.22. Değişen şartlarda sıvı metal ilerleme mesafeleri, a) spiral akıcılık kalıbı sıvı metal ilerleme mesafesi ve b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi

Şekil 4.22’de grafik içinde verilen isimlendirmeler; a) 700°C temizlemesiz-difüzyonsuz, b) 700°C temizlemesiz-difüzyonlu, c) 700°C temizlemeli-difüzyonsuz, d) 700°C temizlemeli-difüzyonlu, e) 750°C temizlemesiz-difüzyonsuz, f) 750°C temizlemesiz-difüzyonlu, g) 750°C temizlemeli-difüzyonsuz, h) 750°C temizlemeli-difüzyonlu şeklindedir.

Şekil 4.22.a incelendiğinde, ortalama değerlere göre 700°C’de temizleme ve difüzyon işlemi uygulanmamış durumda sıvı metalin ilerleme mesafesi 242 mm olarak ölçülmüştür. Aynı sıcaklıkta yalnızca difüzyon etkisinin devreye girmesiyle bu mesafenin yaklaşık 78 mm’ye kadar azaldığı gözlemlenmiştir. Benzer şekilde, 750°C döküm sıcaklığında yapılan deneylerde, temizleme ve difüzyon işlemi olmadan sıvı metal 345 mm ilerlerken, difüzyon etkisinin dahil edilmesiyle bu değer ortalama olarak 125 mm’ye gerilemiştir. Bu bulgular, demir difüzyonunun çeşitli koşullarda sıvı metalin akıcılığı üzerinde olumsuz bir etkisi olduğunu ortaya koymaktadır. Temizleme işlemi sonrası yapılan karşılaştırmalarda ise 700°C’de difüzyon uygulanmayan numunelerde sıvı metal ilerleme mesafesi 429 mm iken, difüzyon etkisinin dahil edilmesiyle bu mesafenin 212 mm’ye kadar düştüğü belirlenmiştir. 750°C’de bu değerler sırasıyla 547 mm ve 284 mm olarak kaydedilmiştir. Tüm deney sonuçları değerlendirildiğinde, döküm sıcaklığı ve temizleme durumundan bağımsız olarak, difüzyon işleminin sıvı metal ilerleme mesafesini ortalama %48 ila %68 oranında azalttığı sonucuna varılmıştır.

Şekil 4.22.b’de döküm sıcaklığı, sıvı metal temizliği ve difüzyon süresinin akıcılık indeksi ortalama değerleri incelendiğinde, 700°C’de temizlemesiz, difüzyonsuz durumda 103 mm iken difüzyon uygulandığında 40 mm’ye düşmüştür. Döküm sıcaklığı 750°C ‘de ise akıcılık indeksi 112 mm’den 59’a düştüğü belirlenmiştir. Temizleme işlemi sonrası ilgili deney numunelerinin akıcılık indeksleri karşılaştırıldığında 700°C’de difüzyonsuz deney numunelerinde 126 mm’den 74 mm’ye, 750°C’de 134 mm’den 94 mm’ye düştüğü görülmüştür. Elde edilen sonuçlarda tüm deneylerde döküm sıcaklığı, sıvı metal temizleme ve difüzyon etkisi ile akıcılık indeksinde ortalama %30 ile %61 arasında bir azalma söz konusu olmaktadır.

Şekil 4.23’te malzeme etkisiyle difüzyon etkisini incelemek için kullanılan sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik malzemelerin değişen sıcaklıklarda akıcılık üzerine etkisine dair yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar grafik olarak verilmiştir.

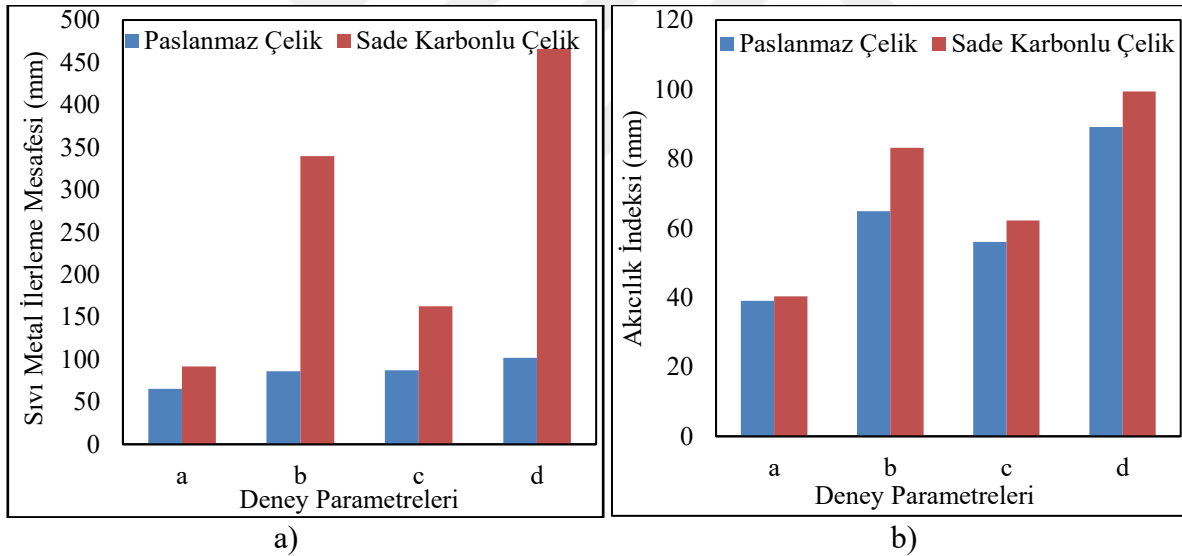


Şekil 4.23. Sade karbonlu ve paslanmaz çelik kullanımında döküm sıcaklığına bağlı sıvı metal ilerleme mesafeleri, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi

Şekil 4.23.a’da sunulan grafik incelendiğinde, paslanmaz çelik üzerine difüzyon uygulanan deney numunelerinde, alaşım sıcaklığının 700 °C olduğu durumda sıvı metalin ortalama ilerleme mesafesi 75 mm olarak ölçülmüştür. Döküm sıcaklığının 750 °C’ye yükseltilmesiyle birlikte bu mesafenin ortalama 95 mm’ye ulaştığı gözlemlenmiştir. Aynı şartlarda sade karbonlu çelik çubuk kullanılan alaşımda 700°C’de sıvı metal ilerleme mesafesi 215 mm, 750°C’de 315 mm olarak hesaplanmıştır. Sade karbonlu çelik çubuk ve paslanmaz çelik

çubuk sonuçları karşılaştırıldığında sade karbonlu çelik kullanılan deneylerde paslanmaz çeliğe oranla daha fazla sıvı metal ilerlemeleri olduğu görülmüştür. 700°C de %186, 750°C’de %231 oranında sıvı metal ilerlemesi daha fazla olduğu görülmektedir. Şekil 4.23.b’de verilen grafik incelendiğinde alaşım sıcaklığı 700°C olan paslanmaz çelik ile difüzyona maruz bırakılan deney numunelerinin akıcılık indeksi ortalaması 52 mm, 750°C’de 73 mm olarak ölçülmüştür. Sade karbonlu çelik çubuk kullanılan alaşımda 700°C’de akıcılık indeksi 62 mm, 750°C’de 81 mm olarak ölçülmüştür. Sade karbonlu çelik çubuk ve paslanmaz çelik çubuk sonuçları karşılaştırıldığında sade karbonlu çelik kullanılan deneylerde paslanmaz çeliğe oranla daha yüksek akıcılık indeks değerleri olduğu görülmüştür. 700°C de %19, 750°C’de %11 oranında sıvı metal ilerlemesi daha fazla olduğu görülmektedir.

Şekil 4.24’te sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik malzemelerin difüzyonu sonrası sıvı metal temizliğinin değişen sıcaklıklarda akıcılık üzerine etkisine dair yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar grafik olarak verilmiştir.



Şekil 4.24. Sıvı metal temizliği ve sıcaklığın akıcılık üzerine etkisi, a) spiral akıcılık sıvı metal ilerleme mesafesi, b) dört kanallı akıcılık numunelerinden elde edilen akıcılık indeksi

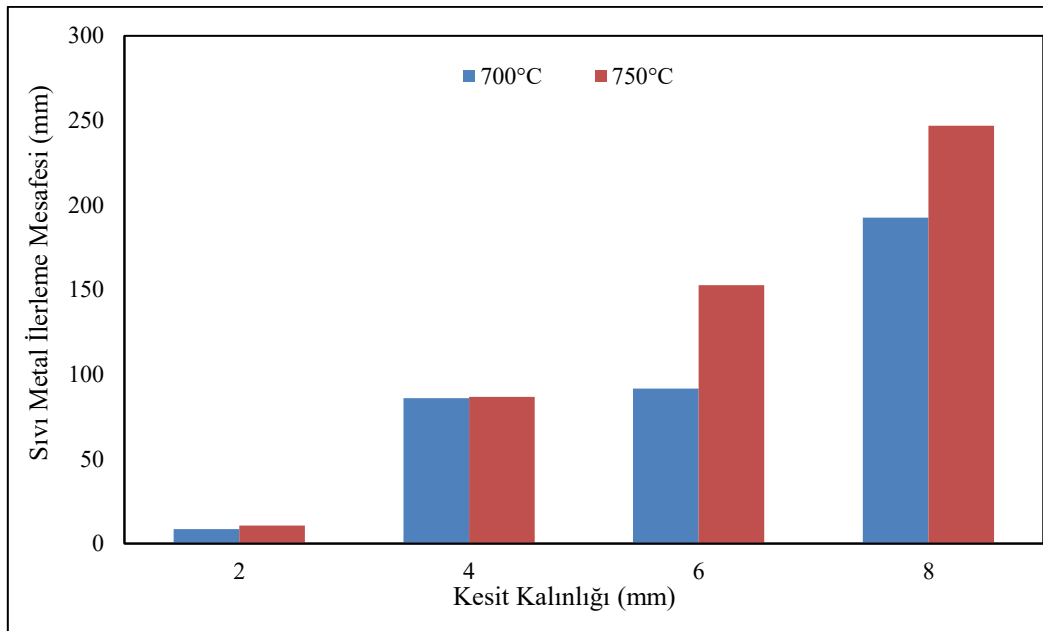
Şekil 4.24’te grafik içerisinde verilen kodlamalar şu şekildedir; a) 700 °C temizleme işlemi olmadan, b) 700 °C temizleme sonrası, c) 750 °C temizleme işlemi olmadan, d)750 °C temizleme sonrası,

Şekil 4.24.a'da sunulan verilere göre, paslanmaz çelik kalıp kullanılan deneylerde 700 °C döküm sıcaklığında temizleme işlemi uygulanmayan numunelerde sıvı metalin ilerleme mesafesi 65 mm olarak ölçülürken, temizleme işlemi uygulanan numunelerde bu mesafe 86 mm'ye ulaşmıştır. Döküm sıcaklığının 750 °C'ye yükseltilmesiyle birlikte, temizleme işlemi yapılmayan numunelerde sıvı metalin ortalama ilerleme mesafesi 88 mm, temizleme uygulanan numunelerde ise 102 mm olarak belirlenmiştir. Sade karbonlu çelik çubuk yerleştirilerek gerçekleştirilen döküm uygulamalarında elde edilen sonuçlara göre, 700 °C döküm sıcaklığında temizleme işlemi uygulanmayan numunelerde sıvı metalin ilerleme mesafesi 92 mm olarak ölçülmüştür. Aynı sıcaklıkta kalıp yüzeyine temizleme işlemi uygulandığında ise bu mesafe belirgin bir artış göstererek 340 mm'ye ulaşmıştır. Döküm sıcaklığı 750 °C'ye yükseltildiğinde, temizleme yapılmayan numunelerde sıvı metalin ilerleme mesafesi ortalama 163 mm olarak belirlenmiş, temizleme işlemi uygulanan numunelerde ise bu değer 466 mm'ye kadar çıkmıştır. Sade karbonlu çelik difüzyonunda sıvı metal temizliği 700 °C'de yapılan dökümlerde %270, 750 °C'de yapılan dökümler %190 sıvı metal ilerleme mesafesinde artışa sebep olmuştur. Paslanmaz çelik difüzyonuna maruz bırakılan deneylerde ise temizleme işlemi ile sıvı metal ilerleme mesafelerinde 700 °C'de %32, 750 °C'de %17 artış tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde sıvı metalin paslanmaz çelik ile temas etmesi durumunda akıcılık üzerinde olumsuz etkilerinin daha fazla olduğu belirlenmiştir. Sıcaklık artışı ile sıvı metal ilerleme mesafesi artsa bile sıvı metal temizleme işlemi ile akıcılık özelliklerinde sade karbonlu çelik difüzyonlu alaşımların daha iyi neticeler verdiği gözlenmiştir. Bu durumda paslanmaz çelik difüzyonu ile alüminyum içerisinde ortaya çıkan bileşiklerin temizleme işlemi ile sıvıdan uzaklaştırılmasının daha güç olduğu düşünülmektedir.

Şekil 4.24.b'de verilen değerler incelendiğinde paslanmaz çelik kullanılan deneylerde 700°C temizleme işlemi olmayan durumda akıcılık indeksi 39 mm, temizleme yapıldığında 64 mm olarak ölçülmüştür. Alaşım döküm sıcaklığı 750°C'de temizliği yapılmayan numunelerin akıcılık indeksi ortalama 56 mm, sıvı metal temizliği yapıldığında 89 mm olarak ölçülmüştür. Sıvı metal içerisine sade karbonlu çelik çubuk konularak yapılan dökümlerde 700°C temizleme işlemi olmayan durumda akıcılık indeksi 40 mm, temizleme yapıldığında 83 mm olarak ölçülmüştür. Alaşım döküm sıcaklığı 750°C'de temizliği yapılmayan numunelerin akıcılık indeksi ortalama 62 mm, sıvı metal temizliği yapıldığında 99 mm olarak ölçülmüştür. Paslanmaz çelik kullanılan deneylerde 700°C temizleme işlemi olmayan durumda akıcılık indeksi temizlik yapılan durumda %64, 750°C'de ise %59'luk artış olduğu görülmüştür. Sıvı

metal içerisine sade karbonlu çelik çubuk konularak yapılan dökümlerde 700°C temizleme işlemi olmayan durumda akıcılık indeksi temizlik yapılan duruma %107, 750°C’de %60 artış olduğu belirlenmiştir.

Döküm işlemlerinde sıcaklık ve kesit kalınlığı arasındaki ilişki istenilen özelliklere sahip döküm parçalarının elde edilmesinde kritik bir rol oynamaktadır. Dört kanallı akıcılık kalıbında değişen kesit kalınlıklarında değişen akıcılık ve sıvı metal ilerleme mesafeleri tespit edilecektir. Bu kapsamda Şekil 4.25’te tüm deney şartlarında elde edilen değişen kesit ve sıcaklıklarda elde edilen sonuçlar grafik olarak verilmiştir.



Şekil 4.25. Sıcaklık ve kesit kalınlığı arasındaki ilişki

Şekil 4.25’te verilen grafik incelendiğinde 700°C’de 2 mm kesit kalınlığında sıvı metal ilerleme mesafesi 9 mm, 4 mm kesit kalınlığında 86 mm, 6 mm kesit kalınlığında 92 mm ve 8 mm kesit kalınlığında 193 mm olarak hesaplanmıştır. Aynı şartlarda 750°C’de 2 mm kesit kalınlığında sıvı metal ilerleme mesafesi 11 mm, 4 mm kesit kalınlığında 87 mm, 6 mm kesit kalınlığında 153 mm ve 8 mm kesit kalınlığında 247 mm olarak hesaplanmıştır. Kesit kalınlıkları, sıcaklık artışına bağlı olarak incelendiğinde sıcaklık değeri 2 ve 4 mm kesitlerde çok fark gözlenmezken 6 ve 8 mm kalınlıktaki kesitlerde bariz bir şekilde ortaya çıkmıştır. 700°C’den 750°C’ye çıktığında 6mm kesit kalınlığında %66 ve 8mm kesit kalınlığında %28’lik

artış olduğu görülmektedir. Sıcaklık artışına rağmen 2 ve 4 mm kesit kalınlığındaki ilerlemelerin benzer olması sıvının hareketi ve kalıp ile temasında kesit kalınlığının ince olmasından dolayı çok hızlı bir şekilde ısı kaybından kaynaklandığı düşünülmektedir. Genel olarak kesit kalınlığının artışı ve döküm sıcaklık artışı ile sıvı metal ilerleme mesafelerinde artış söz konusudur. Konu ile ilgili literatürde yapılan çalışmalarda da benzer sonuçlar olduğu tespit edilmiştir.

A356 alüminyum alaşımında difüzyon süresi, sıvı metal temizliği ve döküm sıcaklığının deney parametreleri uygulanarak yapılan deney numunelerinin değerlendirmeleri sonucunda, Fe difüzyonunun hem sade karbonlu çelik hem paslanmaz çelik çubuk konularak akıcılık üzerinde olumsuz etkileri ortaya çıktığı tespit edilmiştir. Fe difüzyonuna bağlı olarak sıvı metal ilerlemeleri incelendiğinde paslanmaz çelik kullanılan deneylerde sıvı metal ilerleme mesafelerinin daha fazla azaldığı görülmüştür. Yapılan incelemeler sonucunda, demir difüzyonunun uygulandığı dökümlerde alaşımın akıcılık özelliklerinde belirgin bir azalma tespit edilmiştir. Bu azalmanın, difüzyon süreciyle yapıda oluşan ya da oluşması muhtemel demir bazlı intermetalik bileşiklerin akıcılığı olumsuz yönde etkilemesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Literatürde yer alan çalışmalar da benzer bulgular sunmakta olup, demir difüzyonunun akışkanlık üzerinde sınırlayıcı bir etkiye sahip olduğunu desteklemektedir.

Alüminyum-silisyum döküm alaşımlarında demir, safsızlık elementi olarak bulunmakta ve intermetalik bileşiklerin oluşumuna önemli ölçüde katkı sağlamaktadır (Song ve ark., 2019). Alaşım bünyesindeki farklı elementlerle etkileşime giren demir, özellikle kırılma yapıya sahip intermetalik fazların oluşumuna neden olmakta ve bu durum, demir ile alüminyum arasındaki yüksek reaktiviteyi ortaya koymaktadır (Chen ve Kovacevic, 2004). Alüminyum alaşımında magnezyum (Mg) varlığı, demirin alüminyuma olan difüzyonunu artırmakta ve Fe_2Al_5 fazı gibi intermetalik bileşiklerin oluşumunu teşvik etmektedir (Watanabe ve ark., 2009). Demirin alüminyum içindeki katı çözünürlüğü oldukça düşüktür ve bu durum, demir esaslı intermetalik fazların oluşumunu kolaylaştırmaktadır (Zhang ve ark., 2011). Oluşan bu intermetalik fazların yapısı, alaşım içinde bulunan elementler ve bunların temas bölgelerindeki etkileşim alanlarının boyutuna bağlı olarak değişiklik göstermektedir (Mohan ve ark., 2022). Demir, özellikle temas ara yüzeylerinde alüminyumla etkileşerek Fe_2Al_5 gibi intermetalik bileşiklerin oluşmasına neden olmaktadır (Goto ve ark., 2022). Sıvı alüminyum içerisinde demirin difüzyonu, alüminyum ve çelik malzemelerin birleştirildiği bölgelerde de benzer şekilde Fe_2Al_5 fazlarının

oluşumunu tetiklemektedir (Shao ve ark., 2015). Ayrıca, çözünen demirin katı parçacıklar şeklinde ayrışma eğilimi, demir içeren intermetalik bileşiklerin miktarını artırmaktadır (Liu ve ark., 2014). Demir, mangan ve alüminyum elementleriyle reaksiyona girerek, çeşitli intermetalik fazların oluşumuna yol açmakta ve bu fazlar, sistemdeki yüksek reaktiviteyi açıkça yansıtmaktadır (Scharf ve Ditze, 2007). Özellikle Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ gibi alüminyum açısından zengin intermetalik fazlar, alüminyum alaşımlarında sıklıkla gözlemlenmektedir (Sasaki ve ark., 2005).

Alüminyum alaşımlarında demir içeriğinin artırılması, alaşımanın mikroyapısı, mekanik özellikleri ve korozyon direnci üzerinde önemli etkilere yol açmaktadır. Demirin alaşımda bulunması, özellikle demir bazlı intermetalik fazların oluşumunu teşvik ederek, bu yapıların mekanik performans ve dayanım üzerinde olumsuz etkiler yaratmasına neden olabilir (Khalifa ve ark., 2003). Demir miktarının artmasıyla birlikte, yapıda gözlemlenen demirli intermetalik fazların miktarında da artış meydana gelmektedir. Katılaşma sürecinde demir, çeşitli intermetalik fazların oluşumunu destekleyerek, nihai ürünün özelliklerini olumsuz yönde etkileyebilecek mikroyapısal değişimlere sebep olmaktadır (Moraes ve ark., 2006). Bunun yanı sıra, döküm alaşımlarına demir ilavesi, döküm kusurlarının artmasına yol açmakta ve bu durum hem döküm sürecini hem de elde edilen ürünün kalitesini olumsuz şekilde etkilemektedir (Bolibruchová ve Richtárech, 2013).

Demir ilavesi, alaşım içerisinde bulunan diğer elementlerle etkileşerek intermetalik bileşiklerin oluşumuna yol açmakta ve bu durum, akışkanlığın azalmasına neden olabilmektedir (Ahmad ve ark., 2014). Alüminyum döküm alaşımlarında demir varlığının, sıvı metalin akışkanlığını azalttığı ve katılaşma oranını etkilediği belirlenmiştir (Behera ve ark., 2012). Akışkanlık, yalnızca alaşımanın bileşimine değil; aynı zamanda döküm sıcaklığı, kalıp sıcaklığı gibi döküm koşullarına da bağlıdır (Timelli ve Bonollo, 2007; Haga ve ark., 2020). Öte yandan, alüminyum alaşımlarının akışkanlığı sadece demir içeriğinden değil, diğer alaşım elementleri ve kompozit malzemelerden de etkilenebilir. Örneğin, LM6 alüminyum döküm alaşımına krom ilavesi, alaşımanın mikroyapısını, mekanik özelliklerini ve akışkanlığını etkilemektedir (Ahmad, 2018).

Sonuç olarak, demirin alüminyum alaşımlarının dökümündeki akışkanlık üzerindeki etkisi çok yönlü bir yapıya sahiptir. Alaşımda bulunan demir, çeşitli metalik ara fazların ve

intermetalik bileşiklerin oluşumuna neden olmakta; bu durum, demir ile alüminyum arasındaki reaktiviteyi ve etkileşimi farklı alaşım sistemleri özelinde ortaya koymaktadır. Demirin etkisi yalnızca kendi başına değil, aynı zamanda diğer alaşım elementleriyle olan etkileşimleri aracılığıyla da mikroyapı üzerinde belirleyici bir rol oynamaktadır.

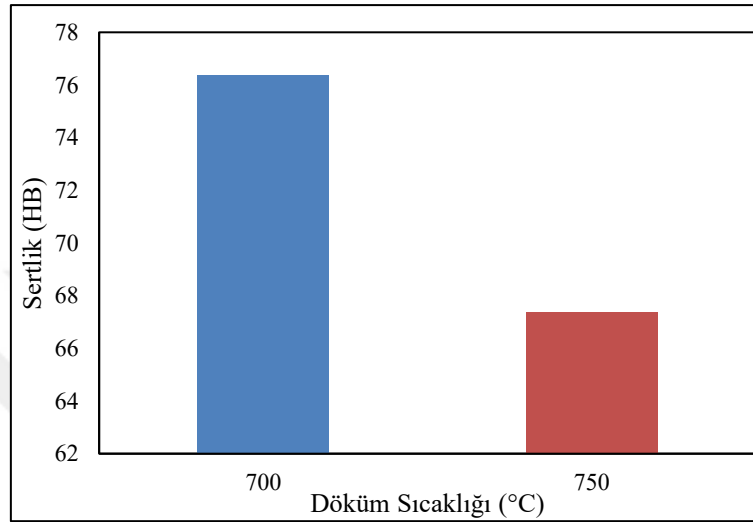
4.4. Mekanik Test Sonuçları

Tez kapsamında yapılan değişen şartlarda döküm deney numuneleri mekanik test sonuçlarının değerlendirmesi için çekme testi ve sertlik testlerine tabi tutulacaktır. Çekme testi için deney numuneleri ısıtma işlem testlerine tabi tutulmuş akabinde belirlenen standarda uygun olarak işleme çalışmaları devam etmektedir. İşleme sonrası çekme testleri yapılacaktır. Bu aşamada henüz numunelerin çekme testleri gerçekleştirilmemiştir. Mekanik test yöntemlerinden bir diğeri olan sertlik testleri ilgili deney numunelerinde tamamlanmıştır. Sertlik testi için numuneler mekanik test kalıbında elde edilmiştir. Isıtma işlem uygulanan numunelerin Brinell sertlik ölçümleri her numuneden en az 5 adet sertlik değerleri ölçümü ile gerçekleştirilmiştir. Çizelge 4.6'da ölçümlerin ortalama değerleri verilmiştir.

Çizelge 4.6. Sertlik testi ortalama sonuçları

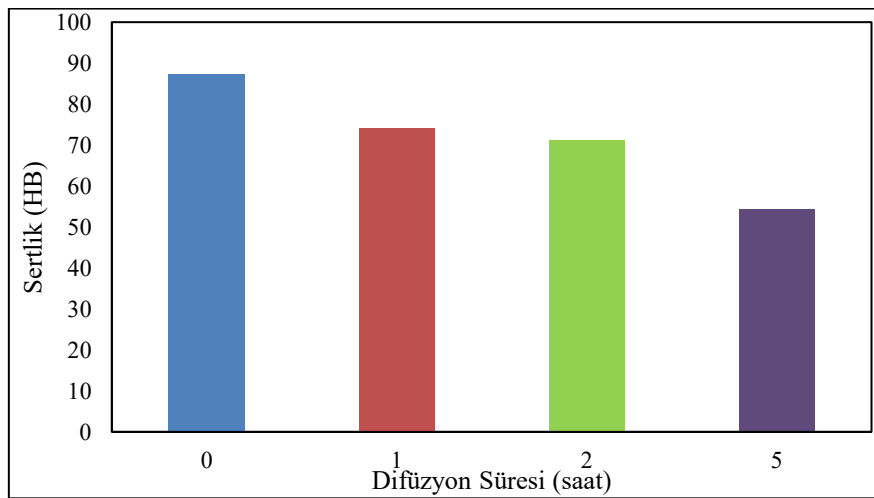
Sıcaklık (°C)	Malzeme	Difüzyon Süresi (saat)	Sıvı Metal Temizliği Yok	Sıvı Metal Temizliği Var
			Sertlik (HB)	Sertlik (HB)
700°C		0	84,95	90,64
750°C		0	88,31	85,38
700°C	Sade Karbonlu	1	82,47	84,56
700°C	Sade Karbonlu	2	82,52	83,40
700°C	Sade Karbonlu	5	71,63	64,89
750°C	Sade Karbonlu	1	80,12	65,53
750°C	Sade Karbonlu	2	79,47	65,43
750°C	Sade Karbonlu	5	72,95	64,73
700°C	Paslanmaz	1	81,83	82,30
700°C	Paslanmaz	2	71,73	72,20
700°C	Paslanmaz	5	49,63	66,30
750°C	Paslanmaz	1	58,60	58,10
750°C	Paslanmaz	2	57,74	56,08
750°C	Paslanmaz	5	55,70	55,33

Çizelge 4.6’da verilen sonuçlar incelendiğinde sertlik değerlerinin ilgili alaşım için uygun değerler olduğu, değişen deney şartlarında farklı değerler elde edildiği tespit edilmiştir. Sertlik değerlerinin 56 ile 90 HB arasında değişim gösterdiği tespit edilmiştir. Elde edilen değerlerin difüzyondan ve sıvı metal temizliğinden bağımsız olarak, döküm sıcaklığının sertlik üzerine etkisi incelendiğinde sonuçlar grafik olarak Şekil 4.26’da verilmiştir.



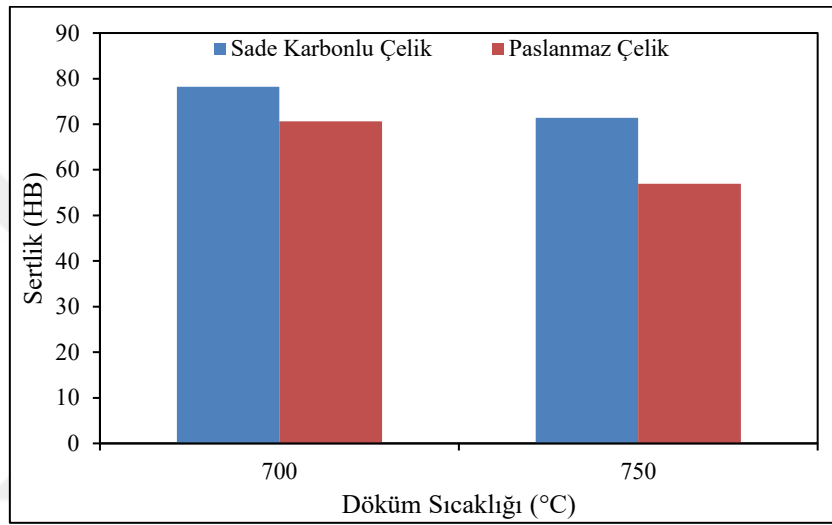
Şekil 4.26. Döküm sıcaklığının sertlik üzerine etkisi

Şekil 4.26’da verilen grafik incelendiğinde 700°C’de yapılan deneylerden elde edilen ortalama sertlik değeri 76 iken, 750°C’de 67 olarak ölçülmüştür. Yani sıvı metalin döküm sıcaklığının artırılması alaşımın sertlik değerini yaklaşık %12 azaltmıştır. Ergiyiğe uygulanan difüzyon süresinin sertlik üzerine etkisine dair sonuçlar Şekil 4.27’de verilmiştir.



Şekil 4.27. Difüzyon süresinin sertlik değerine etkisi

Şekil 4.27’de sunulan verilere göre, difüzyon uygulanmadan gerçekleştirilen dökümde elde edilen sertlik değeri 87 HB olarak ölçülmüştür. Difüzyon süresinin 1 saate çıkarılmasıyla sertlik değeri 74 HB’ye, 2 saatlik uygulamada 71 HB’ye ve 5 saatlik uygulamada ise 54 HB’ye düşmüştür. Elde edilen ortalama veriler ışığında alaşıma demir difüzyonu uygulandığında sertlik değerinde düşüş oluşturduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.28’de malzeme etkisiyle difüzyon etkisini incelemek için kullanılan sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik malzemelerin değişen sıcaklıklarda sertlik değeri üzerine etkisine dair yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar grafik olarak verilmiştir.

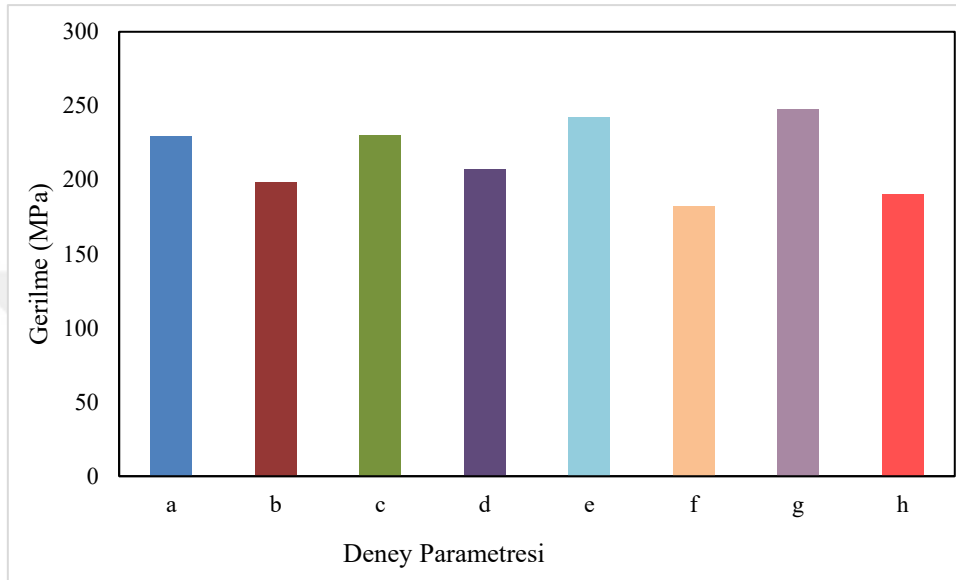


Şekil 4.28. Sade karbonlu ve paslanmaz çelik kullanımında döküm sıcaklığına bağlı sertlik değeri ortalaması

Şekil 4.28’de verilen grafik incelendiğinde alaşım sıcaklığı 700°C olan paslanmaz çelik ile difüzyona maruz bırakılan deney numunelerinin sertlik değeri 71 HB, sade karbonlu çelik ile difüzyon etkisi olan numunelerin sertlik değeri 78 HB olarak ölçülmüştür. Sıvı metalin döküm sıcaklığı 750°C’de yapılan dökümlerden elde edilen sertlik değerleri paslanmaz çelikte 55 HB, sade karbonlu çelik kullanılan numunelerde 71 HB olarak hesaplanmıştır. Sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik kullanılan numuneler karşılaştırıldığında paslanmaz çelik kullanılan dökümlerde sertlik değerlerinin daha fazla azaldığı görülmüştür.

Konu ile ilgili detaylı değerlendirmeler çekme testi sonrası yapılacak detaylı literatür araştırmaları ile daha kapsamlı bir şekilde yapılacaktır. Ancak ilk izlenim olarak döküm sıcaklığı artığının, difüzyon uygulamanın süresinin artışı ile sertlik değerlerine olumsuz yönde etki ettiği ifade edilebilir.

Deneylerde demir etkisini incelemek için sade karbonlu ve paslanmaz çelik çubuk, deney parametresine uygun olarak belirlenen sıcaklıklarda 1 saat, 2 saat ve 5 saat boyunca sıvı metal içerisinde tutulmuştur. Difüzyonsuz ve değişen sürelerde sade karbonlu çelik ile demir difüzyonunun etkisini belirlemek için yapılan deneylerden elde edilen gerilme ortalama değerleri Şekil 4.29’da grafik olarak verilmiştir.

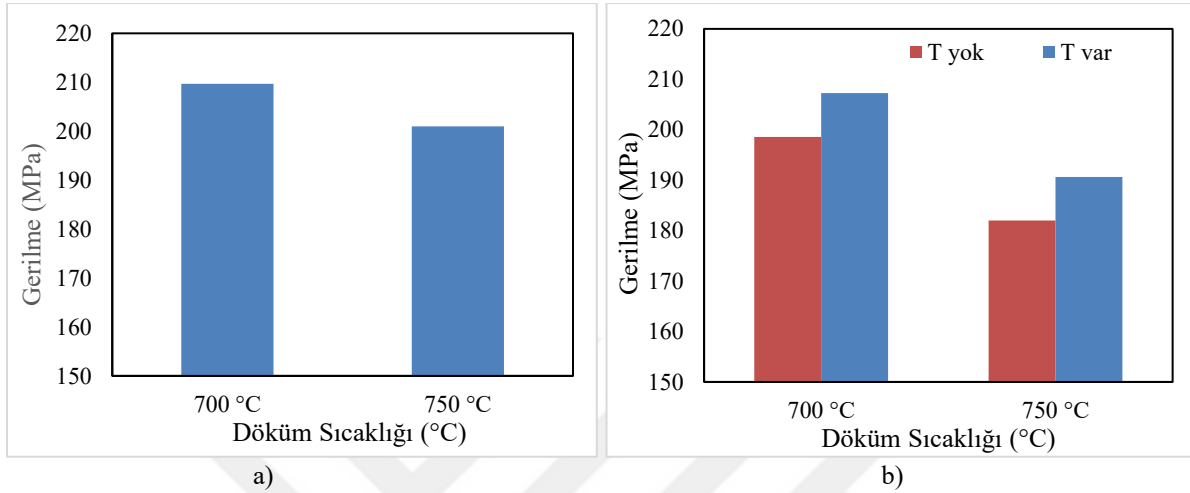


Şekil 4.29. Sade karbonlu çelik ile yapılan deneylerin ortalama gerilme değerleri

Şekil 4.29’da verilen grafikteki kodlamalar şu şekildedir; a) 700°C temizlemesizdifüzyonsuz, b)700°C temizlemesiz-difüzyonlu, c) 700°C temizlemeli-difüzyonsuz, d) 700°C temizlemeli-difüzyonlu, e) 750°C temizlemesiz-difüzyonsuz, f) 750°C temizlemesiz-difüzyonlu, g) 750°C temizlemeli-difüzyonsuz, h) 750°C temizlemeli-difüzyonlu.

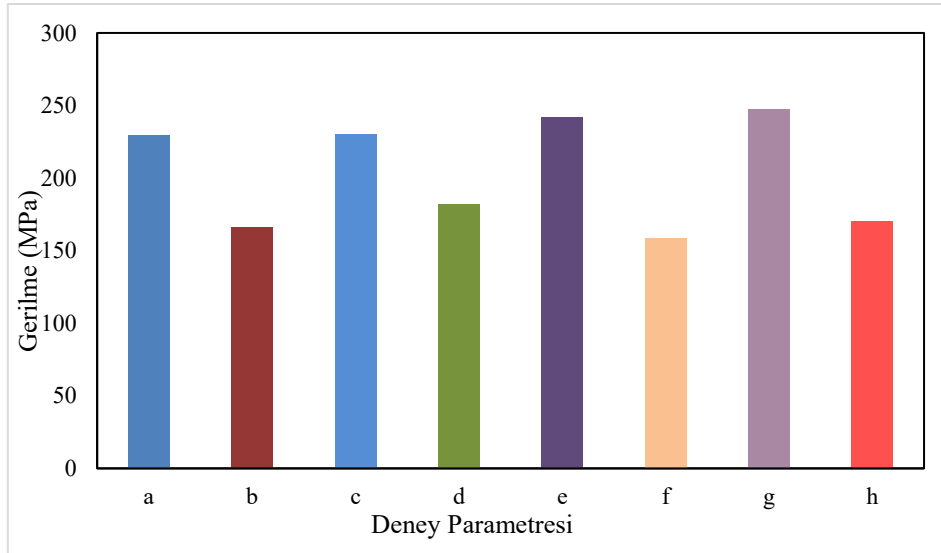
Şekil 4.29’da verilen değerler incelendiğinde hem 700°C hem 750°C’de sade karbonlu çelik ile difüzyon uygulanan numunelerin gerilme değerlerinin azaldığı görülmektedir. Sıvı metal temizliği uygulanan numunelerin hem referans hem difüzyonlu deneylerde gerilme değerlerinde az da olsa artışa sebep olduğu, yani temizleme işlemlerinin alaşımın mekanik özelliklerini iyileştirebileceği görülmektedir. 700°C ile 750°C kıyaslandığında 700°C’de daha az gerilme değerleri görülmüştür. Bu sıcaklıkta mikroyapıdaki heterojenliğin daha fazla olabileceği düşünülmektedir. 750 °C’de yapılan dökümler homojen bir yapı sağlamakta ve bu

sayede daha yüksek çekme-gerilme değerleri elde edilmektedir. Temizlik etkisi, hem referans hem de difüzyon uygulanmış numunelerde belirgin bir artış sağlamasa da bir miktar artış meydana getirdiği görülmektedir. Sıcaklık ve temizlik etkisine ait ortalama değerler, Şekil 4.30'da sunulmaktadır.



Şekil 4.30. Sıcaklık ve sıvı metal temizlik etkisi, a) döküm sıcaklık ortalama değerleri b) döküm sıcaklığı ve temizlik ortalama değerleri

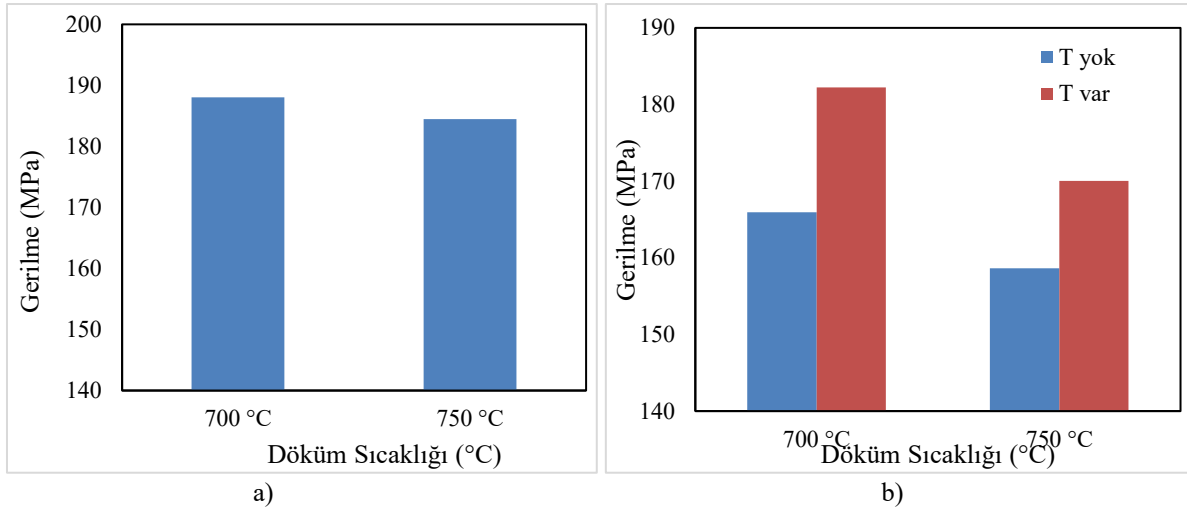
Şekil 4.30a'da verilen değerlerde tüm numunelerin gerilme değer ortalamaları incelendiğinde 700°C'de elde edilen numunelerin gerilme değer ortalamaları daha yüksek elde edilmiştir. Bunun nedeninin sade karbonlu çelik kullanımının 750°C'de difüzyon oranının daha fazla etki etmesidir. Şekil 4.30b'de sıvı metal temizliği yapıldığında her iki döküm sıcaklığında gerilme değerlerinde artış meydana getirmiştir. Bu grafikte de 700°C'de bulunan değerler daha fazla olduğu görülmektedir. Bunun sebebinin ise yüksek sıcaklıktaki difüzyon oranının fazla olmasıdır. Şekil 4.31'de difüzyonsuz ve değişen sürelerde paslanmaz çelik ile demir difüzyonunun etkisini belirlemek için yapılan deneylerden elde edilen gerilme ortalama değerleri grafik olarak verilmiştir.



Şekil 4.31. Paslanmaz çelik ile yapılan deneylerin ortalama gerilme değerleri

Şekil 4.31’de verilen grafikteki kodlamalar şu şekildedir; 700°C temizlemesiz difüzyonsuz, b)700°C temizlemesiz-difüzyonlu, c) 700°C temizlemeli-difüzyonsuz, d) 700°C temizlemeli-difüzyonlu, e) 750°C temizlemesiz-difüzyonsuz, f) 750°C temizlemesiz-difüzyonlu, g) 750°C temizlemeli-difüzyonsuz ve h) 750°C temizlemeli-difüzyonlu

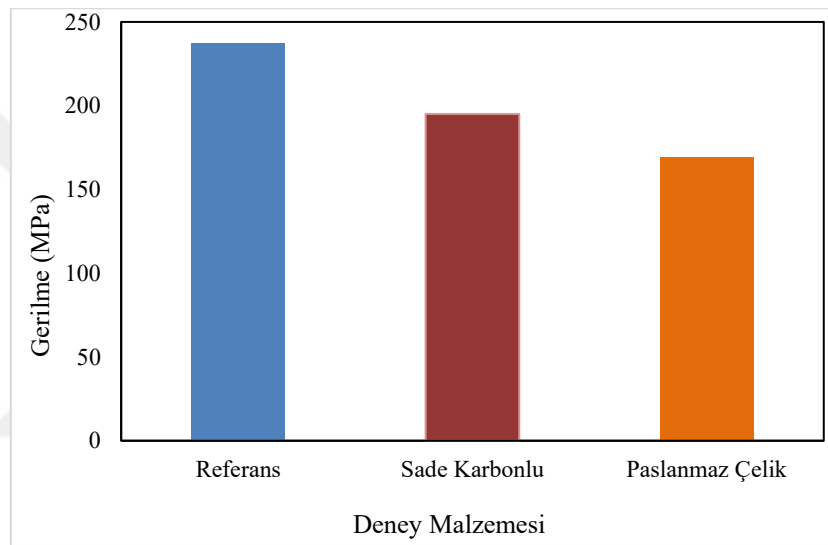
Şekil 4.31’de verilen değerler incelendiğinde hem 700°C hem 750°C’de paslanmaz çelik ile difüzyon uygulanan numunelerin gerilme değerlerinin oldukça fazla azaldığı görülmektedir. Paslanmaz çelik çubuk ile difüzyon uygulamasının sıvı metale etki ettiği ve gerilme deerlerini olumsuz etkilediği belirlenmiştir. Sıvı metal temizliği uygulanan ve uygulanmayan numunelerin karşılaştırması yapıldığında, hem referans hem difüzyonlu deneylerde gerilme değerlerinde artışa sebep olduğu, yani temizleme işlemlerinin alaşımın mekanik özelliklerini iyileştirebileceği görülmektedir. Sıcaklık ve temizlik etkisi için ortalama değerler Şekil 4.32’de verilmiştir.



Şekil 4.32. Sıcaklık ve sıvı metal temizlik etkisi, a) döküm sıcaklık ortalama değerleri ve b) döküm sıcaklığı ve temizlik ortalama değerleri

Şekil 4.32a’da verilen grafik incelendiğinde, döküm sıcaklığının artmasıyla numunelerin gerilme dayanımlarında belirgin bir azalma meydana geldiği görülmektedir. 700 °C sıcaklığında dökülen numunelerin ortalama gerilme değeri yaklaşık 188 MPa iken, 750 °C sıcaklığında dökülen numunelerde bu değer yaklaşık 184 MPa’a düşmüştür. Bu sonuçlar, daha düşük döküm sıcaklığında elde edilen numunelerin daha yüksek mekanik dayanım sergilediğini göstermektedir. Gerilme değerlerindeki bu azalma, özellikle paslanmaz çelik kullanılan numunelerde difüzyon etkisinin 750 °C’de daha yoğun gerçekleşmesiyle açıklanabilir. Yüksek sıcaklıklarda Cr ve Ni elementlerinin difüzyon oranı artmakta, bu da mikro yapı üzerinde olumsuz değişimlere ve sonuç olarak gerilme dayanımında düşüşe yol açmaktadır. 750 °C’de artan Cr ve Ni difüzyonu, özellikle gevrek fazların oluşmasına neden olarak mekanik özellikleri zayıflatmaktadır. Sonuç olarak, döküm sıcaklığının artırılması, paslanmaz çelik katkılı numunelerde istenmeyen mikro yapı değişikliklerine sebep olmakta ve bu durum gerilme dayanımını olumsuz yönde etkilemektedir. Şekil 4.32b incelendiğinde, sıvı metal temizliği yapılan ve yapılmayan numunelerde, farklı döküm sıcaklıklarının (700 °C ve 750 °C) gerilme değerleri üzerindeki etkisi açıkça görülmektedir. 700 °C’de sıvı metal temizliği yapılmayan numunenin gerilme değeri yaklaşık 160 MPa iken, temizleme işlemi uygulanan numunenin gerilme değeri yaklaşık 180 MPa’ya ulaşmıştır. Benzer şekilde, 750 °C’de temizleme yapılmayan numunenin gerilme değeri 150 MPa seviyesinde kalırken, temizlenen numunenin gerilme değeri yaklaşık 170 MPa olarak ölçülmüştür.

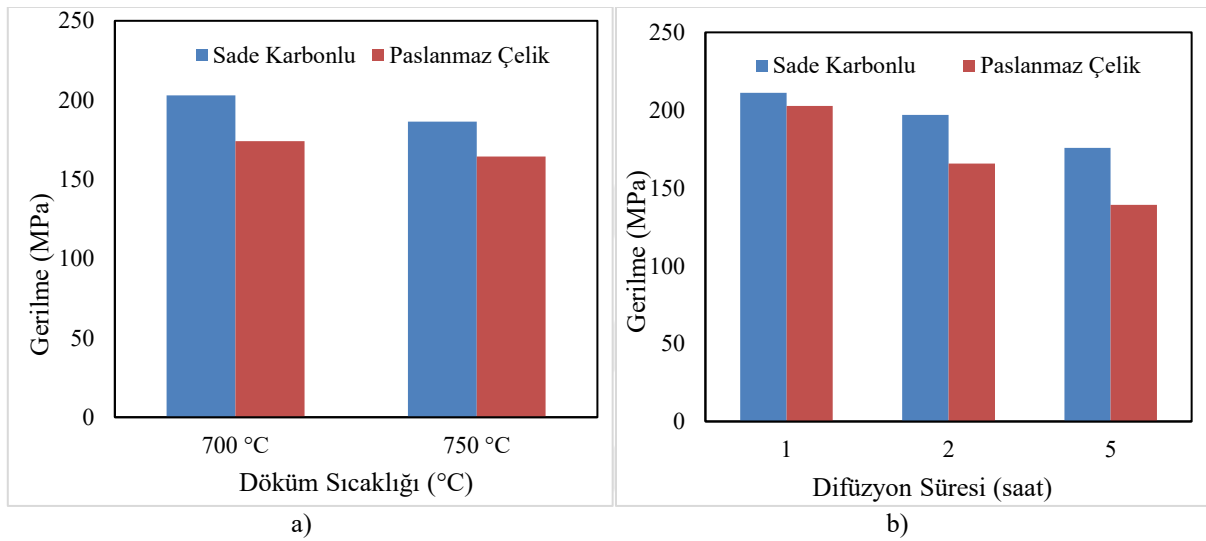
Bu sonuçlar, sıvı metal temizliği işleminin, metal içerisinde bulunan inklüzyonların azalmasını ve daha homojen bir yapı oluşmasını sağladığını göstermektedir. Inklüzyonların azalması, iç yapıda zayıf noktaların ortadan kalkmasına ve gerilme altında numunenin daha dayanıklı hale gelmesine neden olmaktadır. Ayrıca, her iki sıcaklıkta da temizleme işleminin gerilme değerini artırdığı gözlemlenmiş olup, sıvı metal temizliğinin mekanik özellikler üzerinde olumlu bir etki sağladığı sonucuna varılmaktadır. Şekil 4.33'te malzeme etkisiyle difüzyon etkisini incelemek için kullanılan sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik malzemelerin değişen sıcaklıklarda gerilme değerlerine etkisine dair yapılan deneylerden elde edilen sonuçlar grafik olarak verilmiştir.



Şekil 4.33. Malzeme etkisiyle elde edilen ortalama gerilme değerleri

Şekil 4.33'te verilen çubuk grafik incelendiğinde, farklı deney malzemelerine ait ortalama gerilme değerleri karşılaştırmalı olarak sunulmuştur. Grafik verilerine göre, referans numunesinin ortalama gerilme değeri yaklaşık 235 MPa iken, sade karbonlu çelikte difüzyona maruz bırakılan numunelerde bu değer yaklaşık 195 MPa'a, paslanmaz çelikte difüzyona maruz bırakılan numunelerde ise yaklaşık 170 MPa'a düşmektedir. Bu veriler, referans numunesinin her iki difüzyona maruz kalmış numuneye göre daha yüksek bir gerilme dayanımına sahip olduğunu açıkça göstermektedir. Özellikle paslanmaz çelik kullanılan numunelerdeki gerilme değerinin önemli ölçüde düşmesi, mikroyapı ve SEM analizlerinde de gözlemlendiği üzere, Cr (krom) ve Ni (nikel) elementlerinin difüzyonu sonucu oluşan yapısal değişikliklerden kaynaklanmaktadır. Difüzyonla birlikte bu elementlerin ana yapıya katılması, malzemenin mikro yapısında istenmeyen gevrek fazların oluşmasına veya dislokasyon hareketlerinin

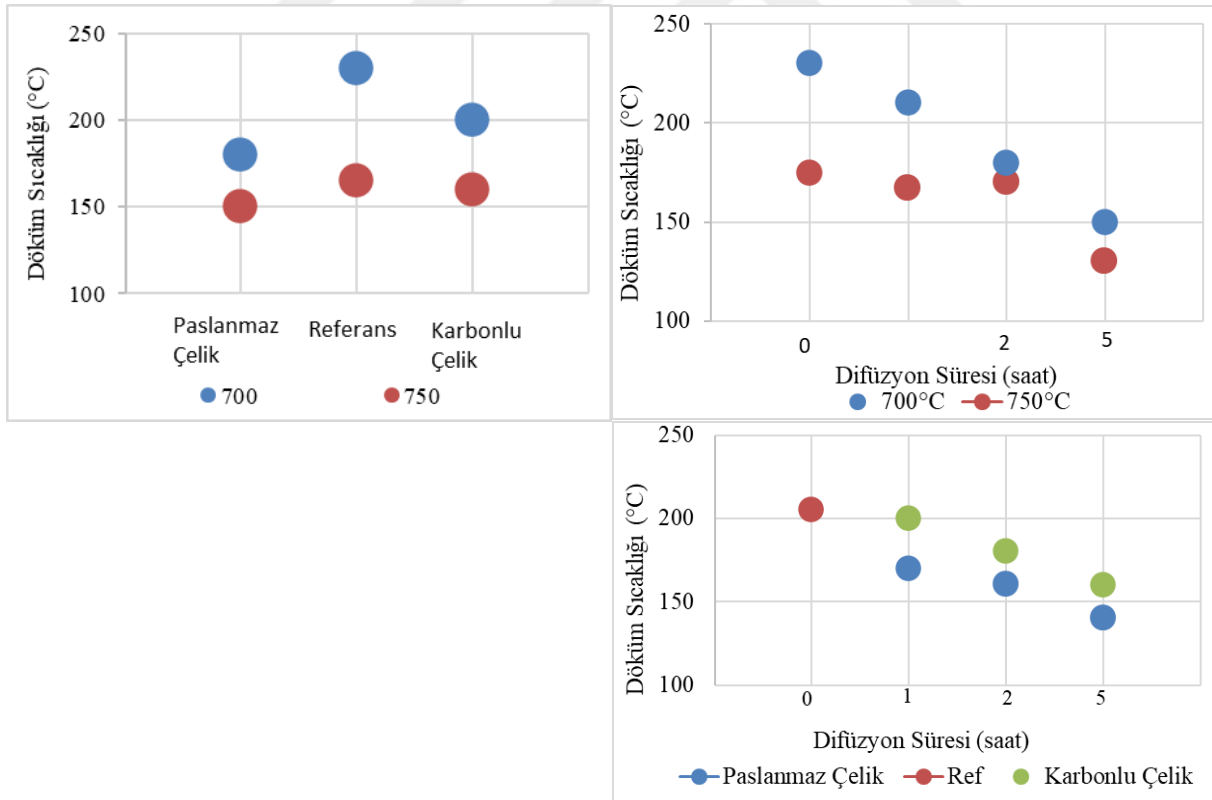
engellenmesine neden olarak gerilme dayanımını azaltmaktadır. Sade karbonlu çelikle difüzyona maruz bırakılan numunelerde de gerilme değeri düşmüş olmakla birlikte, bu düşüş paslanmaz çeliğe kıyasla daha sınırlıdır. Bu durum, karbonlu çelikten difüze olan atomların, mikro yapıyı paslanmaz çeliğe kıyasla daha az olumsuz etkilediğini göstermektedir. Sonuç olarak, referans numunesi en yüksek gerilme dayanımını gösterirken, difüzyon işleminin özellikle paslanmaz çelik kullanımıyla birlikte mekanik performans üzerinde olumsuz etkiler yarattığı görülmektedir. Sıcaklık ve difüzyon süresinin malzeme ile etkisi ile ilgili değerler Şekil 4.34'de grafik olarak verilmiştir.



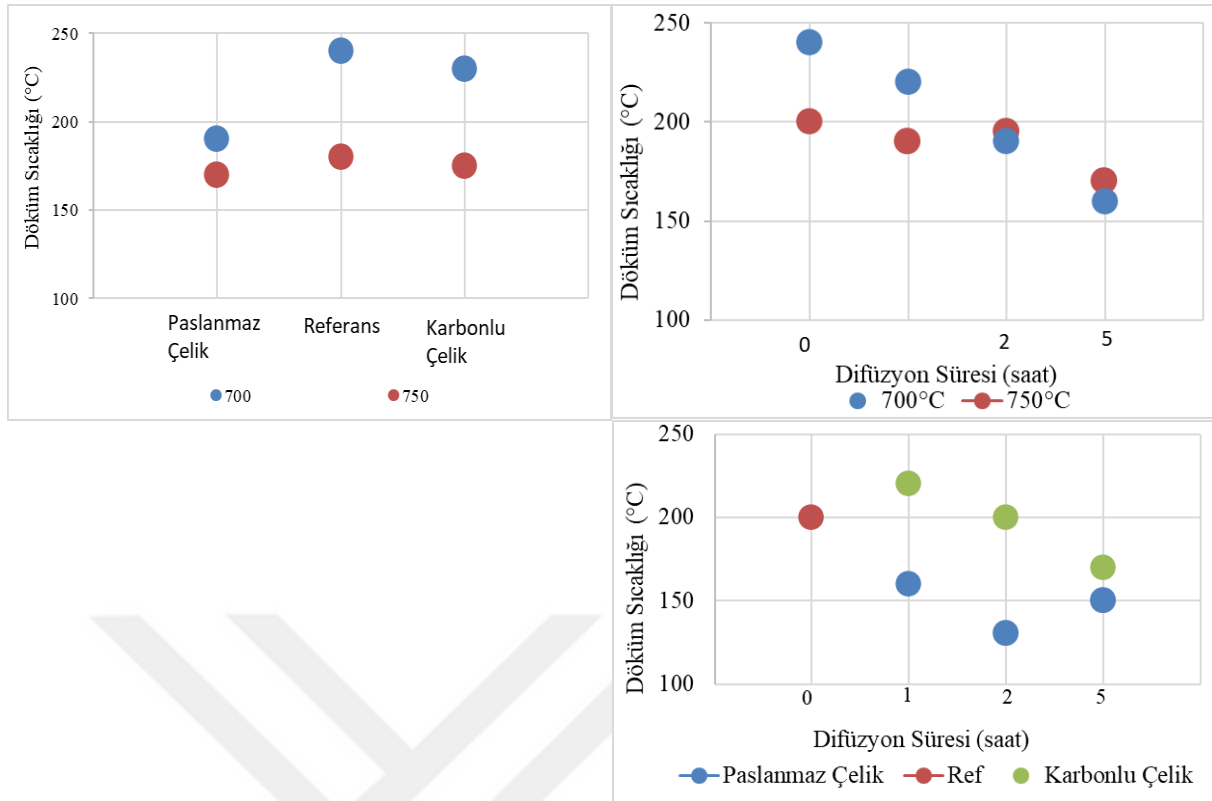
Şekil 4.34. Sıcaklık ve difüzyon süresinin malzeme ile etkisi, a) döküm sıcaklığı ve difüzyon malzemesi ve b) difüzyon süresi ve difüzyon malzemesi etkisi

Şekil 4.34a incelendiğinde, döküm sıcaklığının 700 °C'den 750 °C'ye yükseltilmesinin hem sade karbonlu çelik hem de paslanmaz çelik ile difüzyona bırakılan numunelerde gerilme değerlerinde düşüşe neden olduğu gözlemlenmektedir. Sade karbonlu çelik kullanılan numunelerde 700 °C'de gerilme değeri yaklaşık 200 MPa iken, bu değer 750 °C'de yaklaşık 180 MPa'ya düşmüştür. Paslanmaz çelik kullanılan numunelerde ise 700 °C'de yaklaşık 180 MPa olan gerilme değeri, 750 °C'de 160 MPa'ya gerilemiştir. Malzeme türü açısından değerlendirildiğinde, paslanmaz çelik kullanılan numunelerde gerilme değerlerindeki azalmanın sade karbonlu çeliğe göre daha belirgin olduğu dikkat çekmektedir. Bu durum, paslanmaz çeliğin yüksek sıcaklıklarda mikro yapısal değişimlere ve buna bağlı olarak mekanik özellik kaybına daha duyarlı olmasından kaynaklanabilir. Sade karbonlu çeliğin daha kararlı bir yapı sergilemesi, yüksek sıcaklıklarda gerilme değerlerinin daha az düşmesini sağlamaktadır. Bu analiz, döküm sıcaklığı ve malzeme türünün mekanik performans üzerinde önemli bir etkiye

sahip olduğunu göstermektedir. Şekil 4.34b’de difüzyon süresi arttıkça her iki malzeme türü için de gerilme değerinde belirgin bir azalma gözlemlenmiştir. 1 saatlik difüzyon süresinde sade karbonlu çelik yaklaşık 210 MPa gerilme değerine sahipken, paslanmaz çelik yaklaşık 200 MPa değerindedir. Difüzyon süresi 2 saate çıktığında sade karbonlu çeliğin gerilme değeri yaklaşık 195 MPa’ya, paslanmaz çeliğin ise yaklaşık 165 MPa’ya düşmüştür. En uzun süre olan 5 saatte ise sade karbonlu çelik yaklaşık 175 MPa, paslanmaz çelik ise yaklaşık 140 MPa gerilme değeri göstermiştir. Bu veriler, difüzyon süresi arttıkça gerilme değerinin azaldığını açıkça ortaya koymaktadır. Ayrıca, paslanmaz çeliğin gerilme değerindeki azalma oranı sade karbonlu çeliğe göre daha yüksek olup, paslanmaz çeliğin difüzyon süresine karşı daha duyarlı olduğunu göstermektedir. Bu durum, paslanmaz çeliğin difüzyon işlemi sırasında mekanik özelliklerinde daha büyük değişimlere uğradığını ortaya koymaktadır. Elde edilen çekme test sonuçları regresyon çalışmaları yapılmış ve elde edilen grafikler Şekil 4.35 ve 4.36’da verilmiştir. Gaz gidermeli çekme testine ait sonuçlar Şekil 4.35’te, gaz gidermesiz çekme test sonuçları Şekil 4.36’da sunulmaktadır.



Şekil 4.35. Gaz giderme uygulanan numunelerin çekme regresyon sonuç grafiği



Şekil 4.36. Gaz giderme yapılmayan numunelerin çekme regresyon sonuç grafiği

Şekil 4.35 ve Şekil 4.36’da, gaz giderme işlemi uygulanmış ve uygulanmamış numunelerin çekme testi sonuçlarına göre döküm sıcaklıklarının regresyon analizi sunulmuştur. Şekil 4.36’da, gaz giderme işlemi uygulanmamış numuneler incelendiğinde, 700 °C’de yapılan deneylerde döküm sıcaklıklarının, 750 °C’ye kıyasla tüm malzeme türlerinde daha yüksek olduğu görülmektedir. Özellikle referans malzemede döküm sıcaklığı en yüksek seviyedeysen, karbonlu çelikte bu sıcaklık daha düşük seviyelerde kalmıştır. Difüzyon süresinin artmasıyla birlikte döküm sıcaklığında genel olarak düşüş gözlemlenmiş, bu durum hem 700 °C hem de 750 °C için geçerli olmuştur. Özellikle gaz giderme yapılmayan numunelerde, artan difüzyon süresinin malzeme içindeki gazların yapıda kalmasına sebep olarak döküm kalitesini ve dolayısıyla döküm sıcaklığını olumsuz etkilediği değerlendirilmektedir.

Buna karşılık, Şekil 4.35’te gaz giderme işlemi uygulanmış numunelerin sonuçları analiz edildiğinde, 750 °C’de bile döküm sıcaklıklarının daha stabil ve yüksek olduğu dikkat çekmektedir. Gaz giderme işlemi, özellikle yüksek sıcaklıklarda oluşabilecek gaz birikimini engelleyerek malzeme içindeki boşlukları azaltmakta ve döküm kalitesini artırmaktadır. Bu durum, difüzyon süresine bağlı olarak döküm sıcaklıklarında daha yumuşak ve kontrollü bir

değişim gözlemlenmesine yol açmıştır. Ayrıca, farklı malzeme türleri arasında döküm sıcaklıkları açısından belirgin farklar daha azalmış ve sıcaklık değerleri daha dengeli bir dağılım sergilemiştir. Özellikle paslanmaz çelik ve karbonlu çelikte, gaz giderme işlemiyle birlikte döküm sıcaklığının zamanla daha az değiştiği ve daha kararlı bir yapı gösterdiği anlaşılmaktadır.

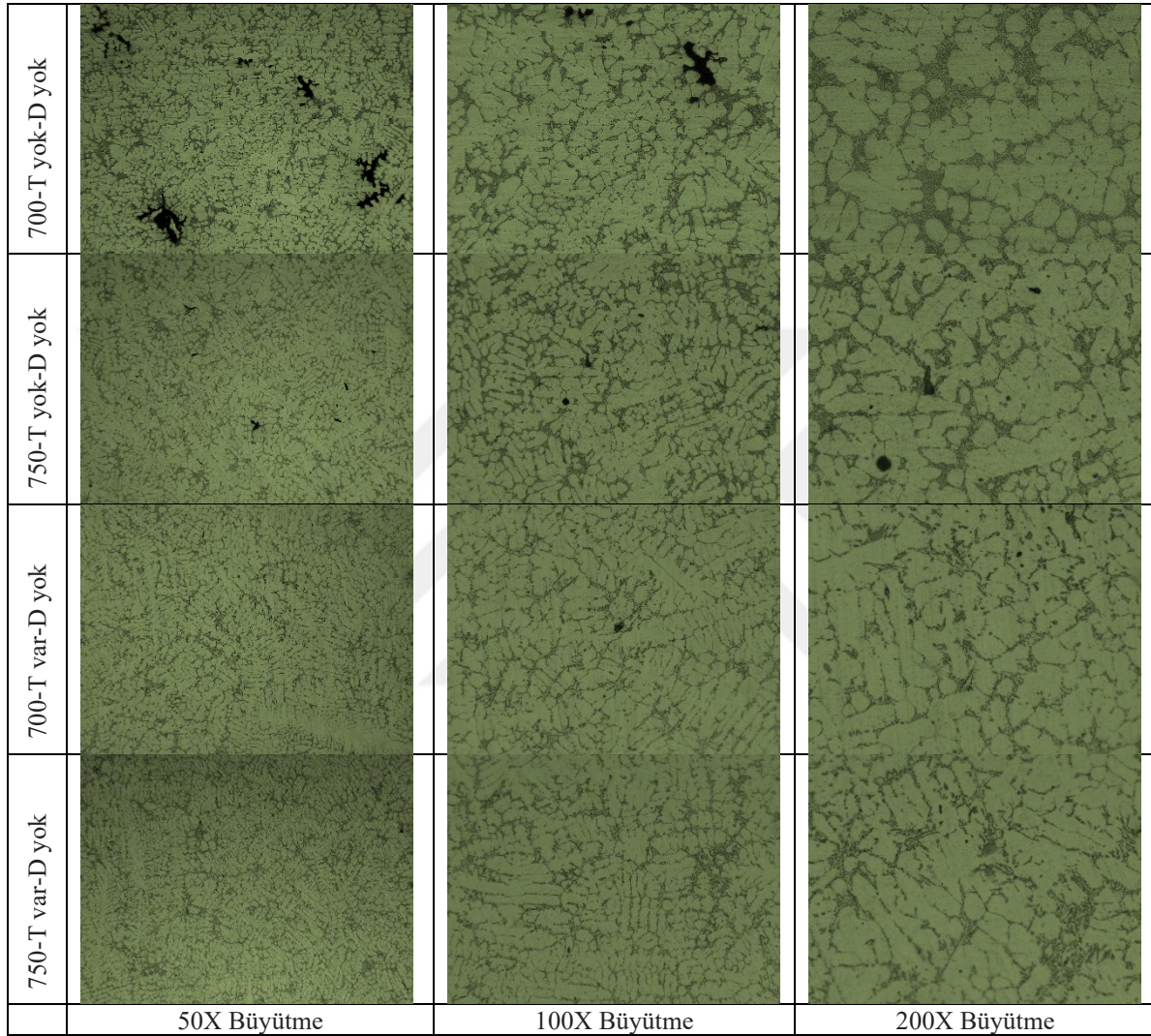
Bu iki grafik birlikte değerlendirildiğinde, gaz giderme işleminin hem difüzyon süresi hem de döküm sıcaklığı üzerindeki olumlu etkileri açıkça ortaya konulmuştur. Gaz giderme uygulanmamış numunelerde sıcaklık düşüşleri daha keskin ve kontrolsüz iken, uygulama yapılan numunelerde daha stabil ve öngörülebilir bir davranış gözlenmiştir. Bu bulgular, gaz giderme işleminin özellikle yüksek sıcaklıkta ve uzun süreli difüzyon koşullarında çekme özelliklerinin iyileştirilmesine katkı sağladığını göstermektedir.

A356 alüminyum alaşımına demir eklenmesi, otomotiv ve havacılık endüstrilerindeki kritik uygulamalar için mekanik özelliklerde önemli değişimlere neden olabilmektedir. A356, dökülebilirliği, korozyon direnci ve mekanik özellikleriyle öne çıkan bir alaşımdır. Ancak, demirin konsantrasyonu ve ortaya çıkan mikro yapıya bağlı olarak hem olumlu hem de olumsuz etkiler ortaya çıkabilir. Demir genellikle bir kirlilik olarak kabul edilse de, kontrollü eklenmesi metalik bileşiklerin oluşumunu sağlayarak mekanik özellikleri geliştirebilir. Araştırmalar, demir içeriğinin artmasıyla çekme mukavemeti ve uzamanın azalabileceğini, buna karşılık Al-Fe-Si gibi sert metalik fazların oluşumu nedeniyle sertliğin artabileceğini göstermiştir (Kim ve ark., 2006). Isıl işlem tekniklerinden T6 yaşlandırma süreci, A356 alaşımlarının mukavemet ve sünekliğini artırarak demirin olumsuz etkilerini azaltabilir (Pramod ve ark., 2015).

4.5. Mikroyapı Analiz Sonuçları

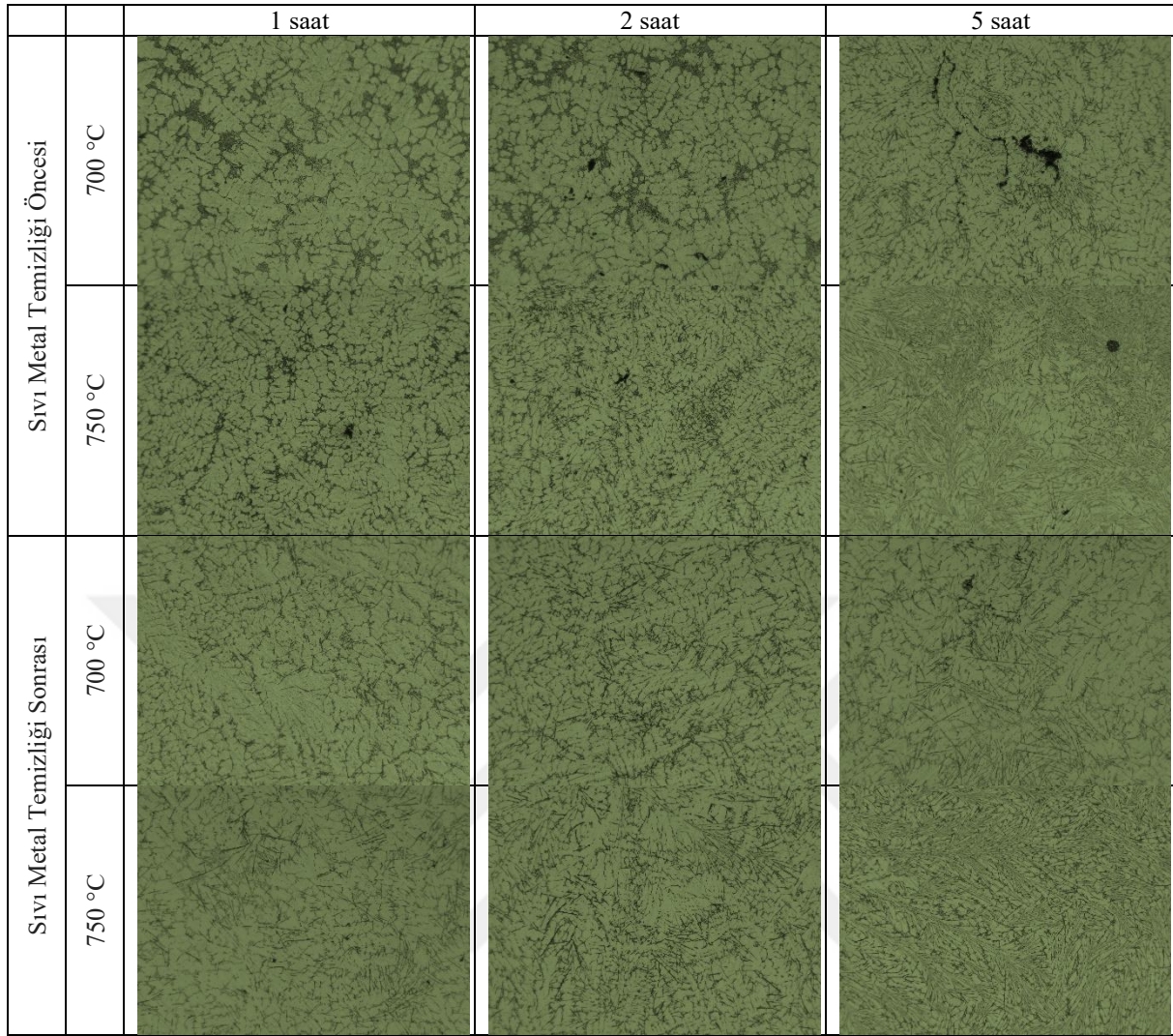
Deneyler kapsamında, değişen şartlar altında A356 alüminyum alaşımı için 28 farklı döküm gerçekleştirilmiştir. Deney numunelerinin iç yapısını değerlendirmek amacıyla mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Mikroyapı numuneleri, Deneysel Çalışmalar bölümünde anlatıldığı üzere, 4 kanallı akıcılık numunelerinin uç kısımlarından elde edilmiştir. Mikroyapı görüntüleri, 50X, 100X, 200X ve 500X büyütmelemlerde çekilmiştir. Farklı kesit kalınlıklarına sahip numunelerin mikroyapı görüntüleri alınmış; bu nedenle karşılaştırmalar, 4 kanallı akıcılık kalıbının 6 mm kesit kalınlığındaki numunesinden elde edilen mikroyapı görüntüleri üzerinden

yapılmaktadır. Şekil 4.37’de, referans numune dökümlerine ait farklı büyütme ölçeklerinde çekilen mikroyapı görüntüleri sunulmaktadır. Şekil 4.38’de sade karbonlu çelik ile ve Şekil 4.39’da ise paslanmaz çelik malzeme ile difüzyonlu döküm numunelerden, 100X büyütmede elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



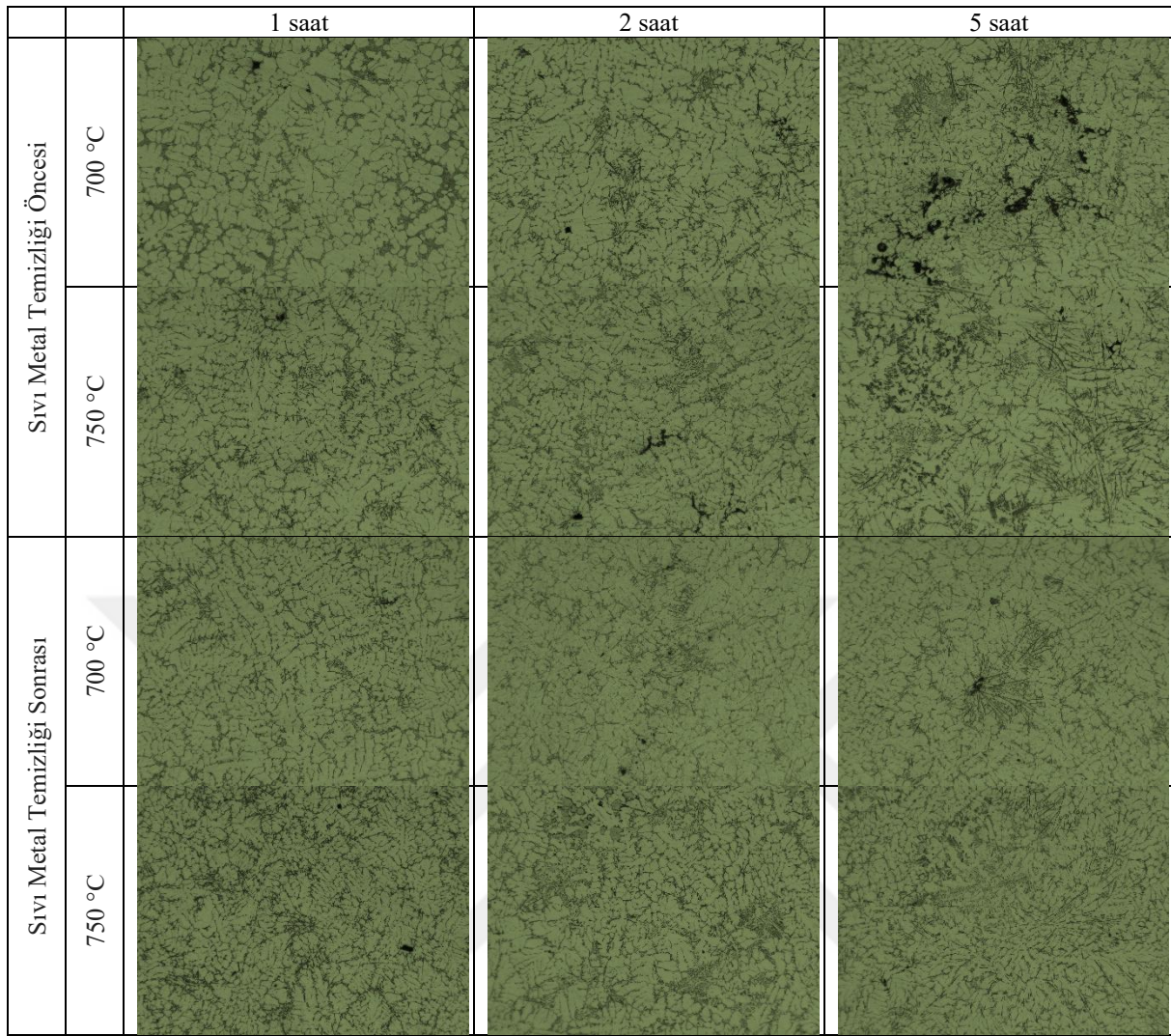
Şekil 4.37. Referans döküm numunelerine ait farklı büyütme ölçeklerinde çekilen mikroyapı resimleri

Şekilde 4.37’de verilen mikroyapı resimleri incelendiğinde döküm sıcaklığına ve sıvı metal temizliğine bağlı olarak mikroyapılarda değişiklik olduğu görülmektedir. 700°C ve 750°C sıcaklıklarda hem sıvı metal temizliği yapılmayan hem yapılan durumda yapılan sonuçlar karşılaştırıldığında 750°C’de dentritlerin daha büyük boyutlarda olduğu gözlenmiştir. Ayrıca sıvı metal temizliği yapıda ortaya çıkan gözeneklerin azaldığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.38. Sade karbonlu çelik difüzyonlu döküm numunelerine ait 100X mikroyapı resimleri

Şekil 4.38’de verilen mikroyapılar incelendiğinde sıvı metale bırakılan çelik çubuk difüzyon süresinin alaşım mikroyapısını belirgin bir şekilde etkilediği görülmektedir. 1 saat difüzyon süresinde 700°C’de yapıda gözlenen değişikliklerin, difüzyon süresinin artımında Fe intermetaliklerinin ve gözeneklerin arttığı görülmektedir. Döküm sıcaklığının 700°C’den 750°C ye çıkarılmasının difüzyon hızını artırdığından alaşım içeriğinde oluşan intermetalik yoğunluğunun 700°C’den daha fazla olduğu ve kırılğan β intermetaliklerinin boyutlarının daha kalın olduğu görülmektedir. Sıvı metale uygulanan temizleme işlemlerinin etkisi incelendiğinde gözenek miktarının azaldığı ancak difüzyon süresi artımının sıvı metal temizliği yapıldığı durumda da intermetalik sayısında belirgin bir azaltma yapmadığı görülmektedir. Ayrıca döküm sıcaklığının artışı ile birlikte yapıda ortaya çıkan gözeneklilik artış olmuştur.



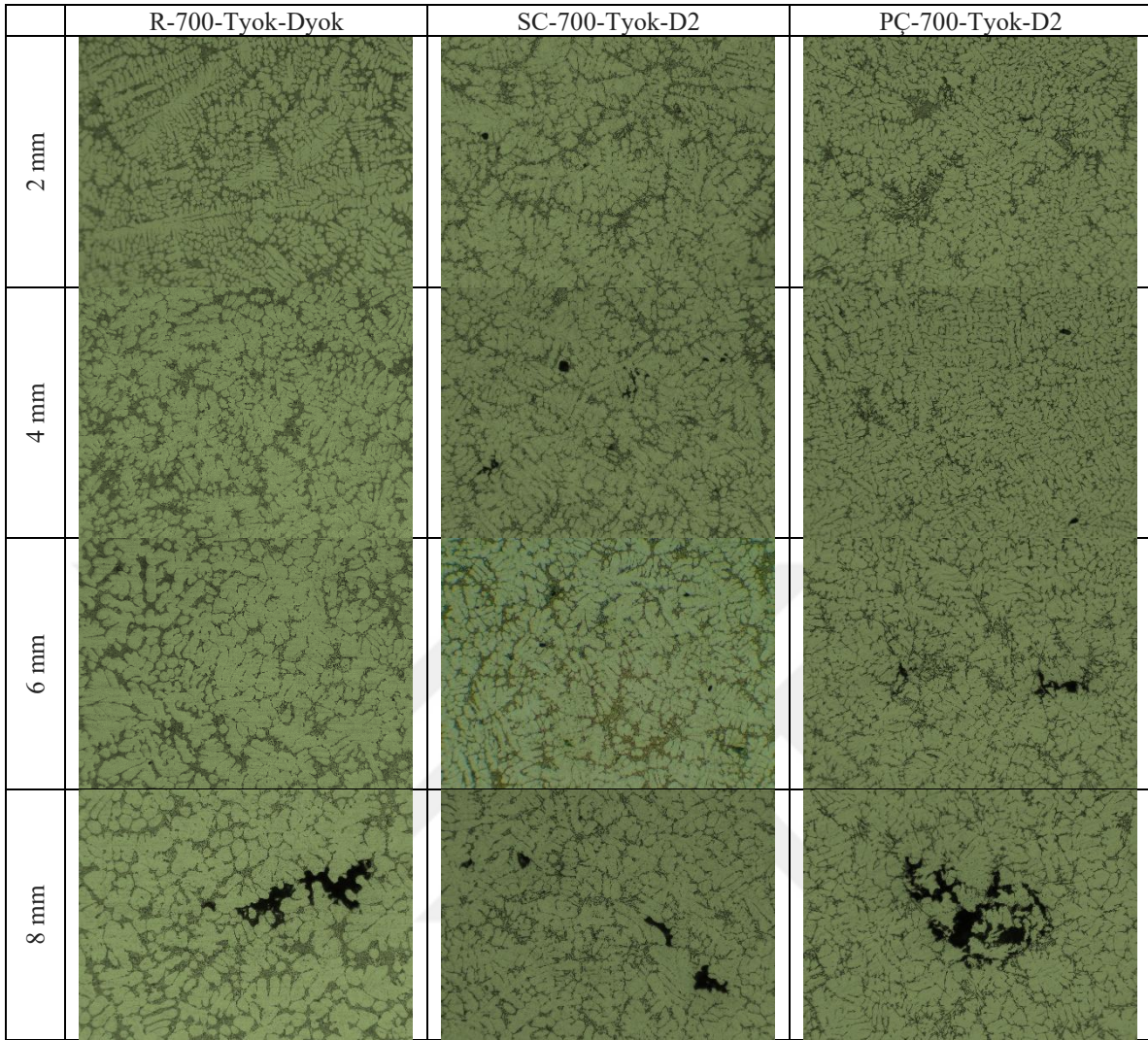
Şekil 4.39. Paslanmaz çelik difüzyonlu döküm numunelerine ait 100X mikroyapı resimleri

Şekil 4.39’da verilen mikroyapılar incelendiğinde paslanmaz çelik kullanılarak difüze edilen numune yapılarında gözenek ve Fe intermetaliklerinde difüzyon süresine bağlı olarak artışlar gerçekleşmiştir. Resimlerde görülen farklı renkteki yapılar Fe’nin farklı fazlar oluşturduğunu göstermektedir. Bunun olmasındaki sebeplerden birinin kimyasal bileşimde %Fe oranı artışı yanında Cr ve Ni oranlarında da artış olmasıdır. Sıvı metale uygulanan difüzyon saatleri ve sıcaklıkları dikkate alındığında 700°C 1 saatte daha az yapı oluşmuşken difüzyon süresi 2 ve 5 saat olduğunda β -Al₅FeSi (iğne yapı), α fazı (yazı benzeri) oluşumlarını ve gözenek oluşumunda artış olduğu görülmektedir. 750°C’de 1, 2 ve 5 saat difüzyon etkisi incelendiğinde de difüzyon süresi artışının yapıda oluşan intermetalik ve gözenekte artış olduğu gözlemlenmiştir. Döküm sıcaklığının etkisi incelendiğinde ise 700°C 1 saatte 750°C 1 saatten daha az intermetalik oluştuğu görülmektedir. Bu durumun sıcaklığın difüzyon hızını

artırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Sıvı metale uygulanan temizleme işlemlerinin hem 700°C hem 750°C’de gözenek miktarında etkili olduğu ancak intermetalik durumunda gözle görülür bir değişiklik oluşturmadığı görülmektedir. Sıvı metalin 1,2 ve 5 saat difüzyon sürelerinde difüzyon süresi arttıkça hem 700 hem 750°C’de intermetalik yapılarda artış olduğu, sıcaklık artışının bu oluşumu artırdığı görülmektedir. Mikroyapıda elde edilen bu sonuçların kimyasal bileşim sonuçları ile karşılaştırıldığında hem sade karbonlu çelik hem paslanmaz çelik kullanımında, difüzyon süresi arttıkça yapıda %Fe oranı artmış ve bu artışın Fe intermetalik oluşumunu etkilediği görülmüştür.

Konu ile ilgili yapılan çalışmalar incelendiğinde; katılaşma süreci sırasında Fe’nin, alüminyum alaşımlarında mekanik özellikleri olumsuz yönde etkileyebilecek Fe içeren intermetalik bileşikler oluşturduğu bilinmektedir (Que ve ark., 2018). Alüminyum alaşımlarında Fe içeriğinin genellikle %0,03 ile %0,15 arasında olması beklenmektedir. Ancak bu oran, Si miktarına bağlı olarak değişkenlik gösterebilmekte ve %0,2’nin üzerine çıkması durumunda, yapıda Fe bazlı intermetalik fazların belirgin şekilde arttığı bildirilmektedir. Özellikle iğne şeklindeki intermetalik fazların mikroyapıdaki artışı, malzemenin kırılganlığını artırmakta ve mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Bu kırılgan yapılar, diğer birçok intermetalik faz gibi çatlamaya eğilimli davranış sergilemektedir. Numune içerisinde bu tür fazların yoğunluğu, döküm alaşımlarının hem mukavemet hem de süneklik özelliklerini önemli ölçüde düşürebilmektedir. Bu nedenle, alaşım içerisinde oluşan Fe fazlarının kontrol altına alınması amacıyla çeşitli proses uygulamaları devreye sokulmakta ve söz konusu olumsuz etkilerin minimize edilmesi hedeflenmektedir (Tillová, 2016; Taylor, 2012).

Ayrıca alüminyum alaşımlarında farklı döküm sıcaklıklarının döküm kalitesine etkisi oldukça önemli olduğu bilinmektedir. Döküm sıcaklıklarının mikroyapı, mekanik özellikler ve genel döküm kalitesi üzerinde belirleyici bir rol oynadığı literatürdeki çalışmalarla desteklenmektedir. Döküm sıcaklığı, alüminyum alaşımlarındaki sıvı metalin temizliğini önemli ölçüde etkileyerek nihai ürünlerdeki mikro yapıyı, mekanik özellikleri ve safsızlık seviyelerini etkilemektedir. Döküm sıcaklığındaki bir artış, ergimiş metalin hareketliliğini artırır, katılaşma sürecini etkiler ve potansiyel olarak gözeneklilik gibi kusurlara yol açabilir (Ding ve ark., 2014). Kesit kalınlığının mikroyapı üzerinde değişimini görmek için referans, sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik difüzyonlu dökümlerden elde edilen numunelere ait 100X büyütmede çekilen resimler Şekil 4.40’ta verilmiştir.



Şekil 4.40. Değişen döküm şartlarında kesit kalınlığı değişimi 100X mikroyapı resimleri

Şekil 4.40'ta verilen referans, sade karbonlu çelik difüzyonlu ve paslanmaz çelik difüzyonlu mikroyapı karşılaştırmaları incelendiğinde; kesit kalınlığı ince olan numunelerin soğuma hızı daha yüksektir. Referans numunelerde kesit kalınlığı etkisi incelendiğinde, ince kesitlerde mikroyapı oluşumunda, daha ince dentrit yapılar ve daha homojen bir mikroyapı oluşmasına neden olduğu görülmektedir. Kesit kalınlığı arttıkça soğuma hızı daha yavaş olmakta ve bu durum tanelerin büyümesine ve yapının daha belirgin hale gelmesine neden olmaktadır. Yani kesit kalınlığının 2 mm'den 8 mm'ye artışının soğuma hızını yavaşlatmasından dolayı daha büyük taneler oluştuğu görülmektedir.

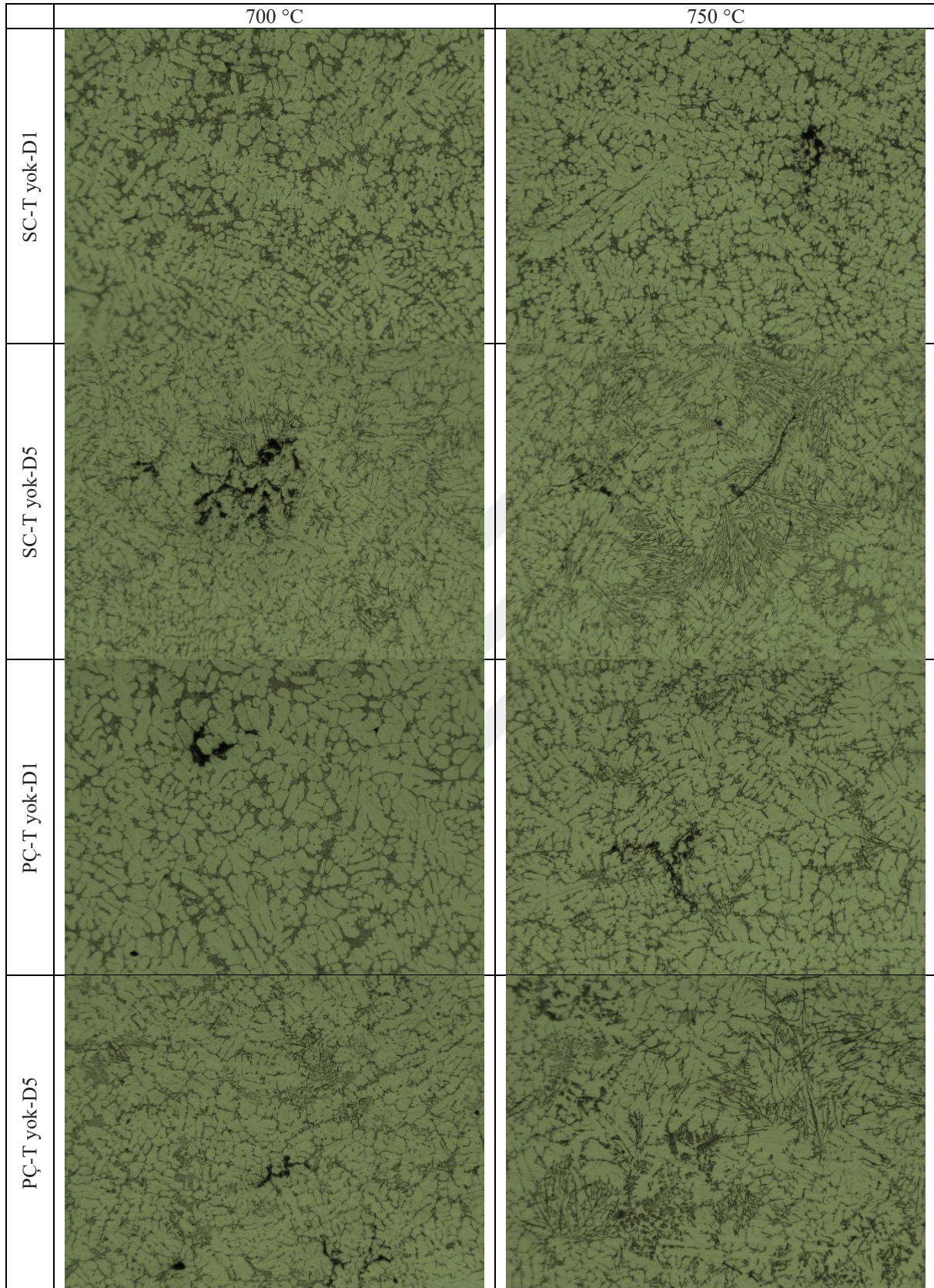
Kesit kalınlığının etkisi difüzyonlu numunelerde de incelendiğinde referans numunelerde olduğu gibi kesit kalınlığı arttıkça yapılar daha geniş bir durum sergilemektedir.

Sade karbonlu ve paslanmaz çelik numuneler kıyaslandığında tüm kesit kalınlıklarında paslanmaz çelik ile difüze edilen numunelerin daha fazla intermetalik ve gözenek oluşturduğu görülmektedir. Bu durumun paslanmaz çelik içerisinde Cr ve Ni yüzdesini artırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

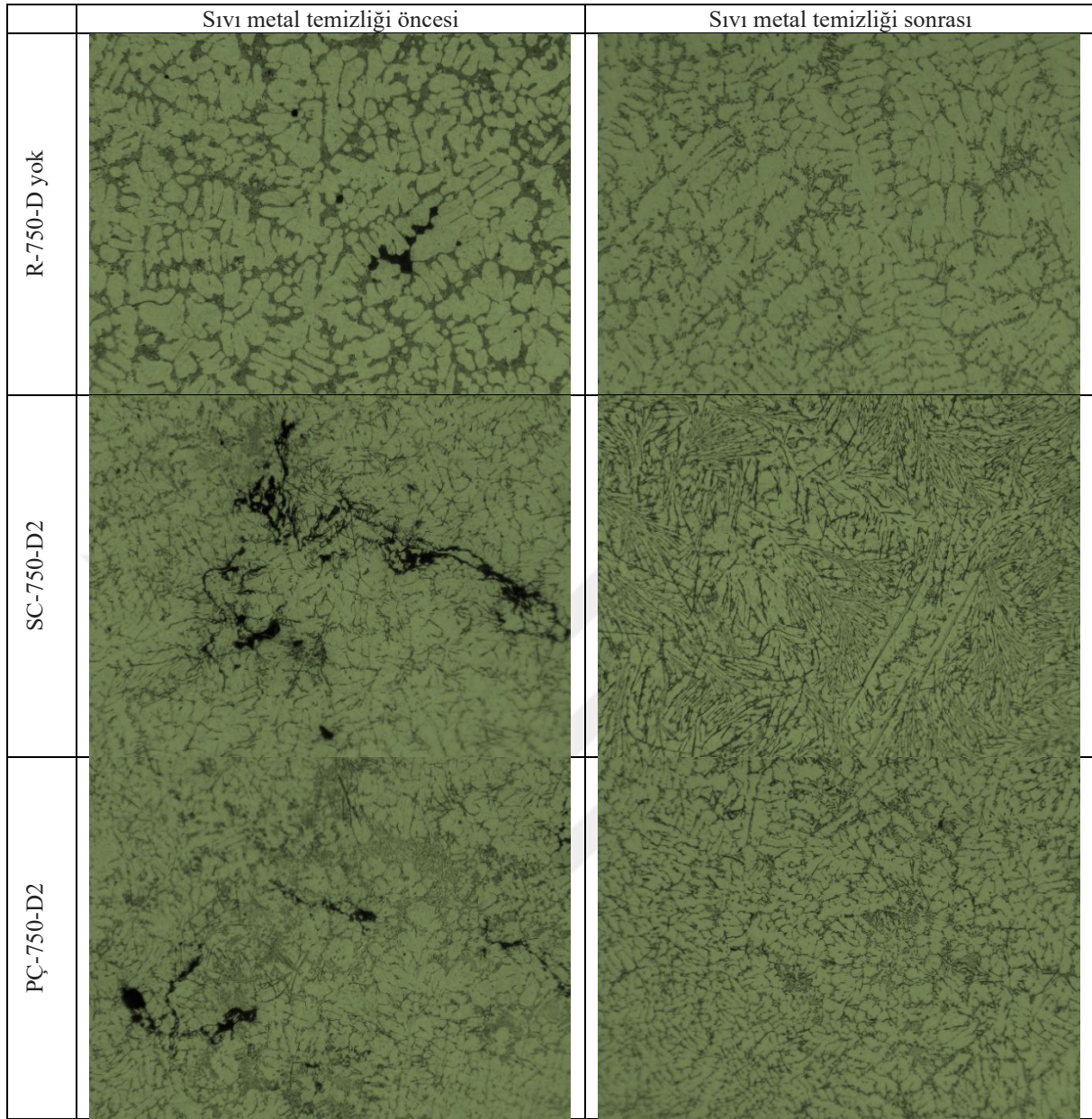
Konu ile ilgili yapılan çalışmalar incelendiğinde, Fe gibi elementlerin döküm kalitesine etkisi oldukça önemli olduğu vurgulanmaktadır (Sanatizadeh ve ark., 2019). Alüminyum alaşımlarının bileşimi, döküm sıcaklığı, katılaşma sırasındaki soğuma hızları ve mikro/makro ayrışma gibi faktörler, döküm alüminyum alaşımlarının mikro yapısını ve makro yapısını etkilemektedir (Labari ve ark., 2020).

Demir elementinin, alüminyum alaşımlarında sıvı metalin katılaşması sırasında oluşan Fe intermetalikleri, döküm alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini olumsuz etkilediği bilinmektedir (Que ve ark., 2018). Demirin, alüminyum alaşımlarında yalnızca mekanik özellikleri etkilemekle kalmayıp aynı zamanda kaynama ve katılaşma süreçlerini de değiştirebildiği; bu değişimlerin mikroyapıda demirce zengin intermetalik fazların oluşumuna yol açabildiği çeşitli çalışmalarda ortaya konmuştur (Nascimento ve ark., 2019). Bu intermetalik fazların oluşumu, alaşımın mikroyapısı ve sertliği üzerinde belirleyici bir rol oynayabilmektedir. Katılaşma hızının, alüminyum döküm alaşımlarının mikroyapısını ve dolayısıyla mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilediği bilinmektedir (Farina ve ark., 2017). Bu nedenle, alüminyum döküm alaşımlarında nihai ürün kalitesinin artırılabilmesi için, hem alaşımdaki demir miktarının hem de katılaşma koşullarının dikkatle kontrol edilmesi büyük önem taşımaktadır.

Döküm sıcaklığının mikroyapı üzerinde değişimini görmek için sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik difüzyonlu dökümlerden elde edilen numunelere ait 100X büyütmede çekilen resimler Şekil 4.41’de verilmiştir. Şekil 4.42’de sıvı metal temizliği etkinin karşılaştırılması için örnek mikroyapı resimleri verilmiştir.



Şekil 4.41. Döküm sıcaklık değişimi 100X mikroyapı resimleri



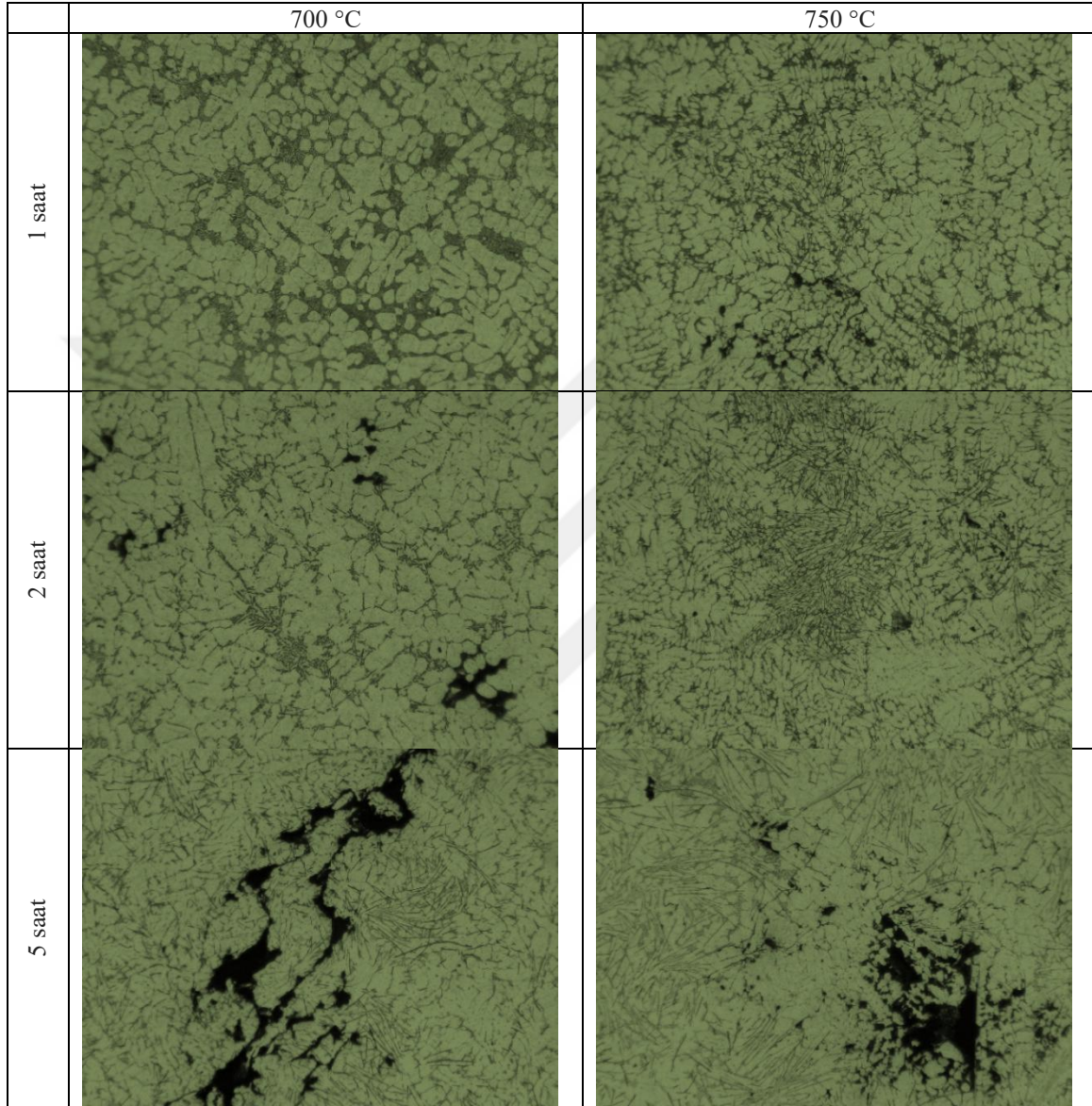
Şekil 4.42. Sıvı metal temizliği değişimi 100X mikroyapı resimleri

Şekil 4.41’de verilen mikroyapı görüntüleri sıcaklık artışının sade karbonlu çelikte difüzyon süresi 1 saatten 5 saate arttığında 700°C ve 750°C’de Fe intermetalik yapılar artmıştır. Sıcaklığın 700°C’den 750°C’ye artırılmasının difüzyon geçişini artırmasından dolayı 750°C’de yapılan döküm numunelerinin intermetalik yapılarının ve gözenek miktarının daha fazla olduğu görülmektedir. 1 saatte daha düzenli ve az intermetalik oluşumu görülürken 5 saatte daha karmaşık, daha fazla intermetalik ve gözenek miktarında artış belirlenmiştir. 5 saat difüzyon süresinde özellikle β fazının arttığı görülmektedir. Aynı şartlarda yapılan paslanmaz çelik kullanılan numunelerde de 1 saatten 5 saate difüzyon süresi arttığında Fe intermetalik ve

gözenek oluşumu artmıştır. Paslanmaz çelik kullanılan numunelerde de difüzyon süresi artışının β ve diğer intermetalik yapı oluşumunu daha fazla artırdığı görülmektedir. Sıcaklık artışının etkisi incelendiğinde ise benzer şekilde sıcaklığın difüzyon etkisini artırmasından dolayı 750°C'deki mikroyapıların daha karmaşık olduğu görülmüştür. Paslanmaz çelik kullanılan deneylerde kimyasal bileşimde Cr ve Ni miktarında belirgin olan artışın mikroyapıda da daha çeşitli yapılar olmasına katkı sağladığı görülmektedir. Farklı döküm sıcaklıklarının mikroyapı üzerinde tane yapısı açısından etkisi incelendiğinde ise, 750°C olan yüksek döküm sıcaklığında daha yavaş soğuma olduğundan daha büyük dentritler oluştuğu, 700°C'de ise daha düşük döküm sıcaklığının daha hızlı soğumasından dolayı yapıda daha küçük taneler ve daha homojen dağılım oluşumuna yol açtığı görülmektedir. Döküm sıcaklığının soğuma hızını etkilemesinden dolayı alaşımda istenilen mekanik ve fiziksel özellikleri etkileyeceği düşünülmektedir.

Şekil 4.42'de verilen 750°C'de referans, 2 saat difüzyonlu sade karbonlu çelik ve paslanmaz çelik numunelerinin sıvı metal temizliği yapılan ve yapılmayan numuneler karşılaştırılmıştır. Referans numunesi sıvı metal temizliği yapılmayan numunede gözenek oluşumu ve daha kaba taneli mikroyapı görüntüleri olduğu görülmektedir. Bu sıvı metale temizleme işlemi uygulandığında elde edilen görüntüde gözenegin azaldığı ve tane yapısı dağılımının daha homojen olduğu görülmektedir. Sade karbonlu çelik kullanılan numunenin sıvı metal temizliği etkisi incelendiğinde, sıvı metal temizliği yapılmadığı zaman mikroyapıda oksit, gözenek oluşumu ve safsızlıkların daha fazla oluştuğu görülmektedir. Sıvı metal temizliği yapıldığında elde edilen mikroyapıda temizleme öncesi bulunan oksit, gözenek ve safsızlıkların azaldığı görülmektedir. Sıvı metal temizliği yapıda bulunan tüm intermetalikleri temizlememiş yapıda bulunan β faz oluşumunda iri yapılar oluşturmuştur. Ancak genel olarak bakıldığında yapılan sıvı metal temizleme işleminin yapıda bulunan oksit ve gözenek miktarını oldukça başarılı bir şekilde azalttığı ve metalin yapısında bulunan safsızlıkları da azalttığı görülmektedir. Paslanmaz çelik kullanılan numunede sıvı metal temizliği yapılmadığında oksit oluşumu, gözenek oluşumu ve safsızlıkların daha fazla oluştuğu ve tane yapısının daha düzensiz olduğu görülmektedir. Sıvı metal temizliği yapıldığında elde edilen mikroyapıda daha düzenli bir tane yapısına sahip olduğu ve yapıda bulunan oksit, gözenek ve safsızlıkların azaldığı görülmektedir. Sıvı metal temizliği yapıda bulunan tüm intermetalikleri temizlememiş ancak daha kaba görünimleri azaltmıştır. Bu durumun yapılan metal temizleme işleminin başarılı olduğunu ve metalin yapısının safsızlıklardan arındırıldığını göstermektedir.

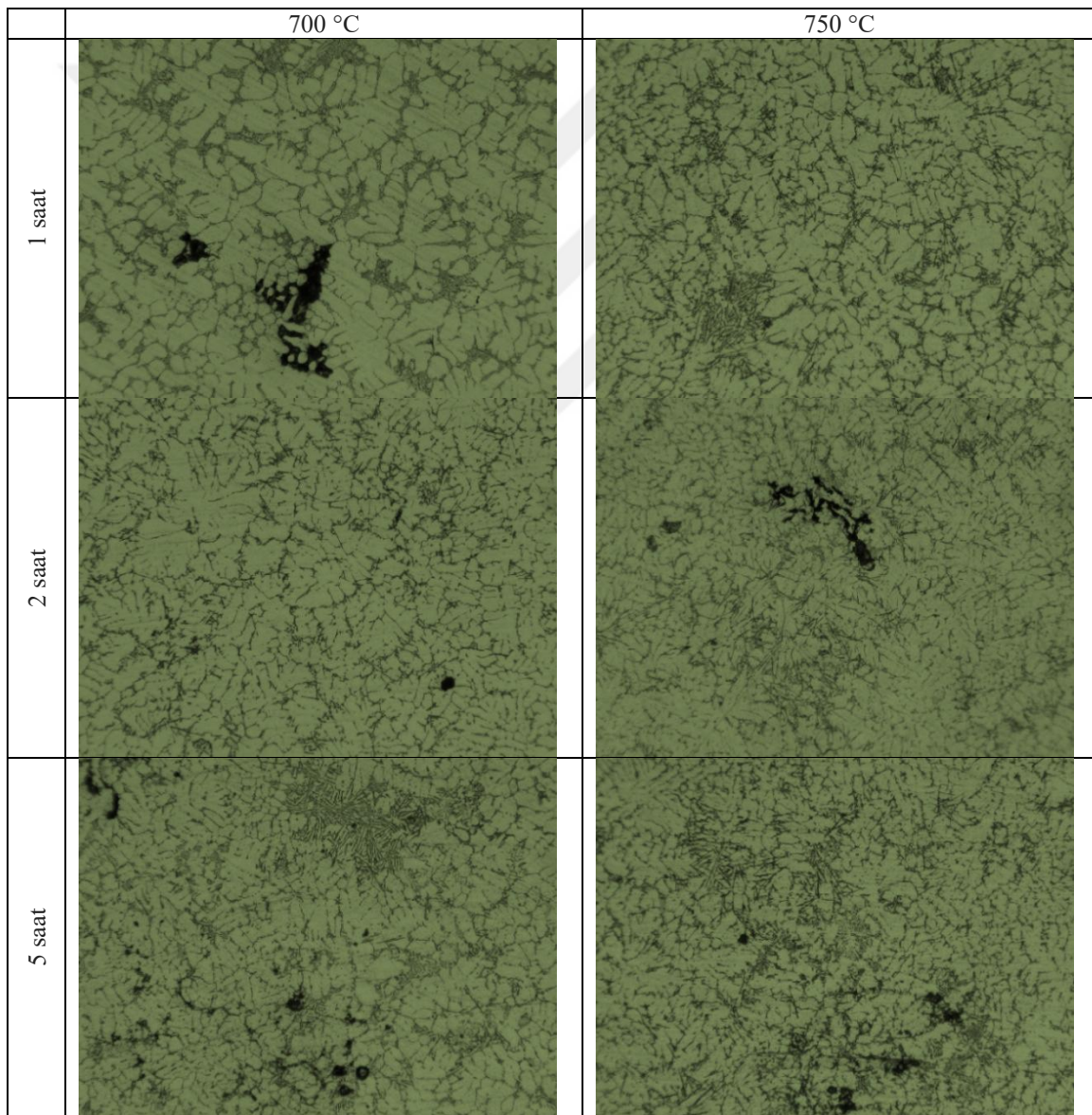
Difüzyon süresinin mikroyapı üzerinde değişimini görmek için sade karbonlu çelik ile 700 °C ve 750 °C’de yapılan dökümlerden elde edilen resimler Şekil 4.43’te, paslanmaz çelik ile difüzyona maruz bırakılan döküm numune resimleri Şekil 4.44’te verilmiştir. Şekil 4.45’te 200X büyütmede çekilen farklı fazlara ait mikroyapı resimleri örnek olarak verilmiştir.



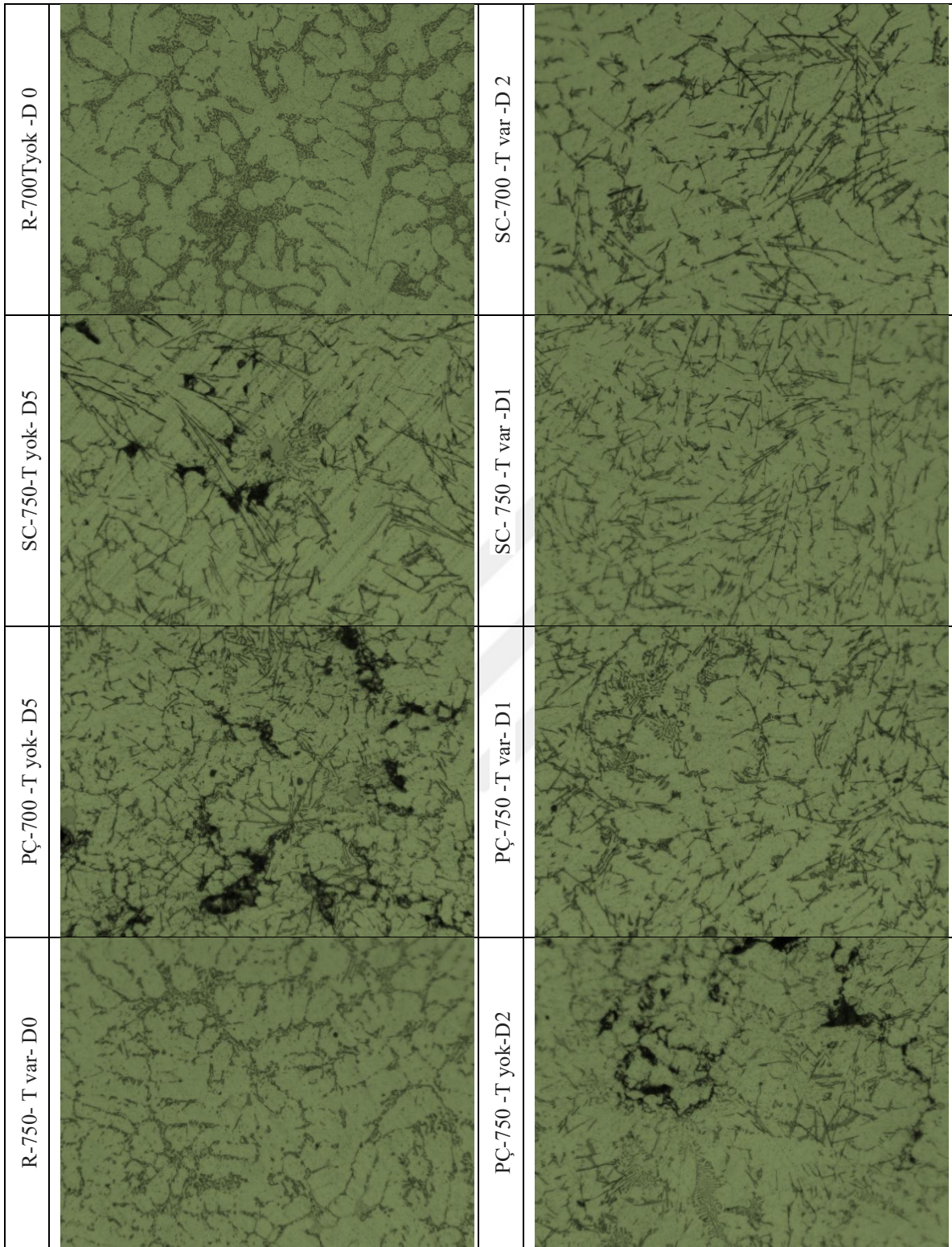
Şekil 4.43. Sade karbonlu çelik ile difüzyona maruz bırakılan 100X mikroyapı resimleri

Şekil 4.43’te verilen resimlerde sade karbonlu çelik ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen numunelerin mikroyapıları incelendiğinde; 700°C’de difüzyon süre 1 saatte intermetalik oluşumunun bazı yerlerde başladığı ve gözenek boyutlarının küçük olduğu ve genel yapı olarak geniş tane yapısına sahip olduğu görülmektedir. Difüzyon süresi 2 saat olduğunda gözenek boyutunun ve sayısının arttığı intermetalik oluşumunun daha fazla olduğu, difüzyon süresi 5

saat olduğunda en zararlı faz olarak bilinen β fazında artış, oksit oluşumu, gözenek ve intermetalik fazların tüm tane yapısında meydana geldiği görülmüştür. Difüzyon süresi 700°C’de artırıldığında mikroyapı özelliklerinin değiştiği belirlenmiştir. 750°C’de difüzyon süre etkisi incelendiğinde difüzyon süresi 1 saatten 5 saate artırıldığında difüzyon süresi arttıkça intermetalik faz oluşumunun, gözenek dağılımı ve boyutunun arttığı görülmektedir. Difüzyon süresi 2 ve 5 saatte β fazının boy ve genişliğinde önemli derecede artış olduğu gözlemlenmiştir. Sıcaklık farkı incelendiğinde ise 700°C 1, 2 ve 5 saatte oluşan faz sayı ve boyutlarının 750°C’den daha az olduğu görülmektedir ve sıcaklığın difüzyon hızını artırmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.44. Paslanmaz çelik ile difüzyona maruz bırakılan 100X mikroyapı resimleri



Şekil 4.45. Döküm numunelerinde ortaya çıkan farklı fazlara ait 200X mikroyapı resimleri

Şekil 4.44'te paslanmaz çelik ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen numunelerin mikroyapıları incelendiğinde difüzyon süresi 700°C'de artırıldığında mikroyapı özelliklerinin değiştiği

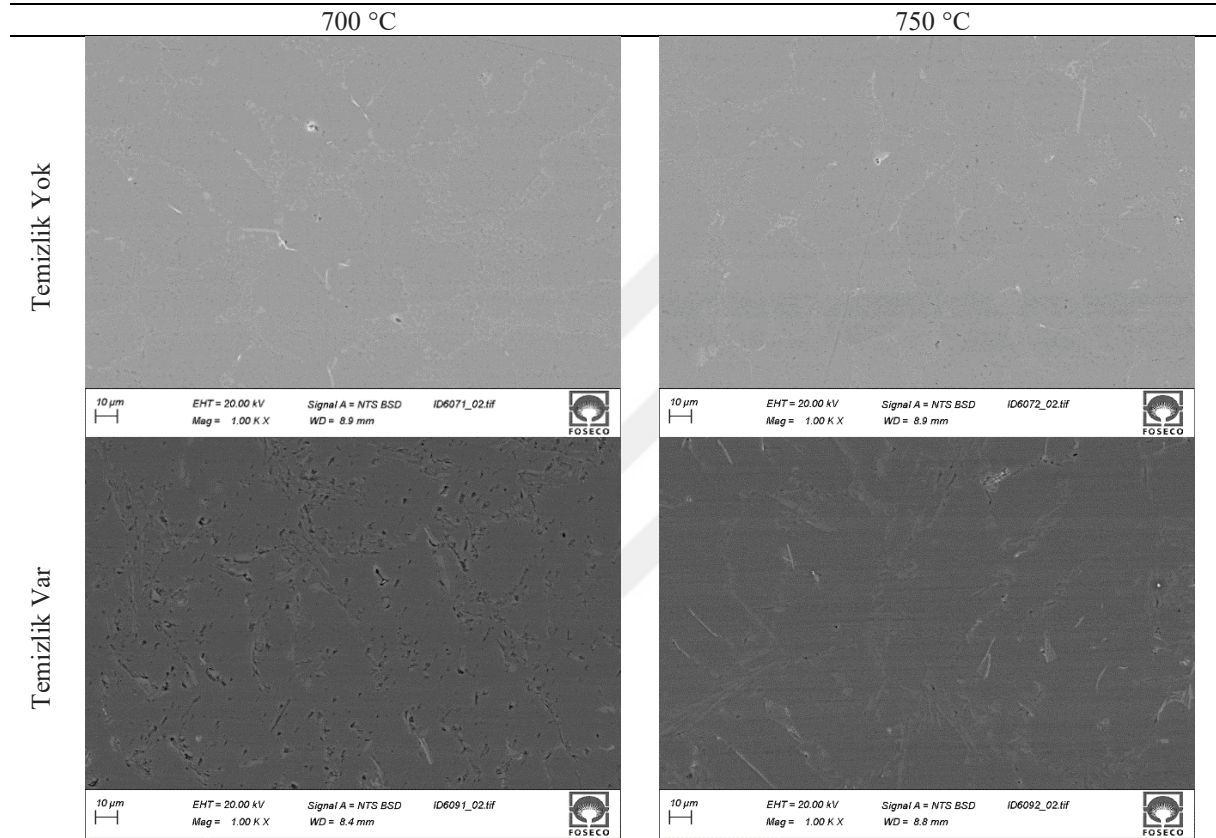
belirlenmiştir. 700°C’de difüzyon süre 1 saatte intermetalik ve gözenek oluşumunun ortaya çıktığı görülmektedir. Difüzyon süresi 2 saat olduğunda gözenek sayısının arttığı intermetalik oluşumunun daha fazla olduğu, difüzyon süresi 5 saat olduğunda en zararlı faz olarak bilinen β fazında artış, oksit oluşumu, gözenek ve intermetalik fazların tüm tane yapısında meydana geldiği gözlemlenmiştir. 750°C’de difüzyon süre etkisi incelendiğinde difüzyon süresi 1 saatte farklı intermetalik oluşumlar olduğu, difüzyon süresinin artışıyla intermetalik faz oluşumunun, gözenek dağılımı ve boyutunun daha fazla arttığı görülmektedir. Difüzyon süresi 2 ve 5 saatte β fazının boy ve genişliğinde önemli derecede artış olduğu en fazla artışın 5 saatte olduğu gözlemlenmiştir. Sıcaklık farkının etkisi incelendiğinde, 700°C 1, 2 ve 5 saatte oluşan faz sayı ve boyutlarının 750°C’den daha az olduğu görülmektedir. Bu durumun sıcaklığın difüzyon hızını artırmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Değişen şartlarda yapılan tüm deney numuneleri incelendiğinde yapıda Fe, Ni ve Cr içeriklerine bağlı olarak farklı fazlar ortaya çıktığı tespit edilmiştir.

Şekil 4.45’te verilen farklı döküm numunelerine ait mikroyapı resimleri incelendiğinde döküm sıcaklığı artınca soğuma hızı yavaşladığından tane boyutu daha büyük olmaktadır. Hem paslanmaz çelik hem sade karbonlu çelik çubuk ile difüzyona maruz bırakılan numunelerde intermetalik ve gözenek oluşumunun arttığı, mikroyapısının değiştiği görülmektedir. Difüzyon süresi arttıkça bu oluşumların arttığı gözlemlenmiştir. Daha yüksek sıcaklık ve çelik malzeme farkı karşılaştırıldığında paslanmaz çelik kullanılarak difüzyona bırakılan numunelerin paslanmaz çelikten Cr ve Ni geçişinden dolayı gözenek, farklı faz oluşumu ve miktarında artışının olduğu görülmektedir. Sıvı metale uygulanan temizleme işlemlerinin gözenek, oksit oluşumunu azalttığı ve daha kaba ve karmaşık yapıyı daha homojen hale getirdiği görülmektedir.

Alüminyum alaşımlarında farklı döküm sıcaklıklarının döküm kalitesine etkisi oldukça önemlidir. Literatürde yapılan çalışmalar, döküm sıcaklıklarının alaşımın mikroyapısına, mekanik özelliklerine ve genel döküm kalitesine çeşitli şekillerde etki ettiğini göstermektedir. Döküm sıcaklıklarının alaşımın mikroyapısına etkisi üzerine yapılan araştırmalar, döküm sıcaklığının alaşımın kristal yapısını etkileyebileceğini ve bu durumun son döküm ürününün mekanik özelliklerini belirleyebileceğini göstermektedir (Vanko ve ark., 2015; Ding ve ark., 2014). Mikroyapı, döküm alaşımının mekanik özellikleri üzerinde belirleyici olabilir ve porozite gibi kusurların varlığı mekanik özellikleri olumsuz etkileyebilir (Linder ve ark., 2006).

4.6. SEM Analiz Sonuçları

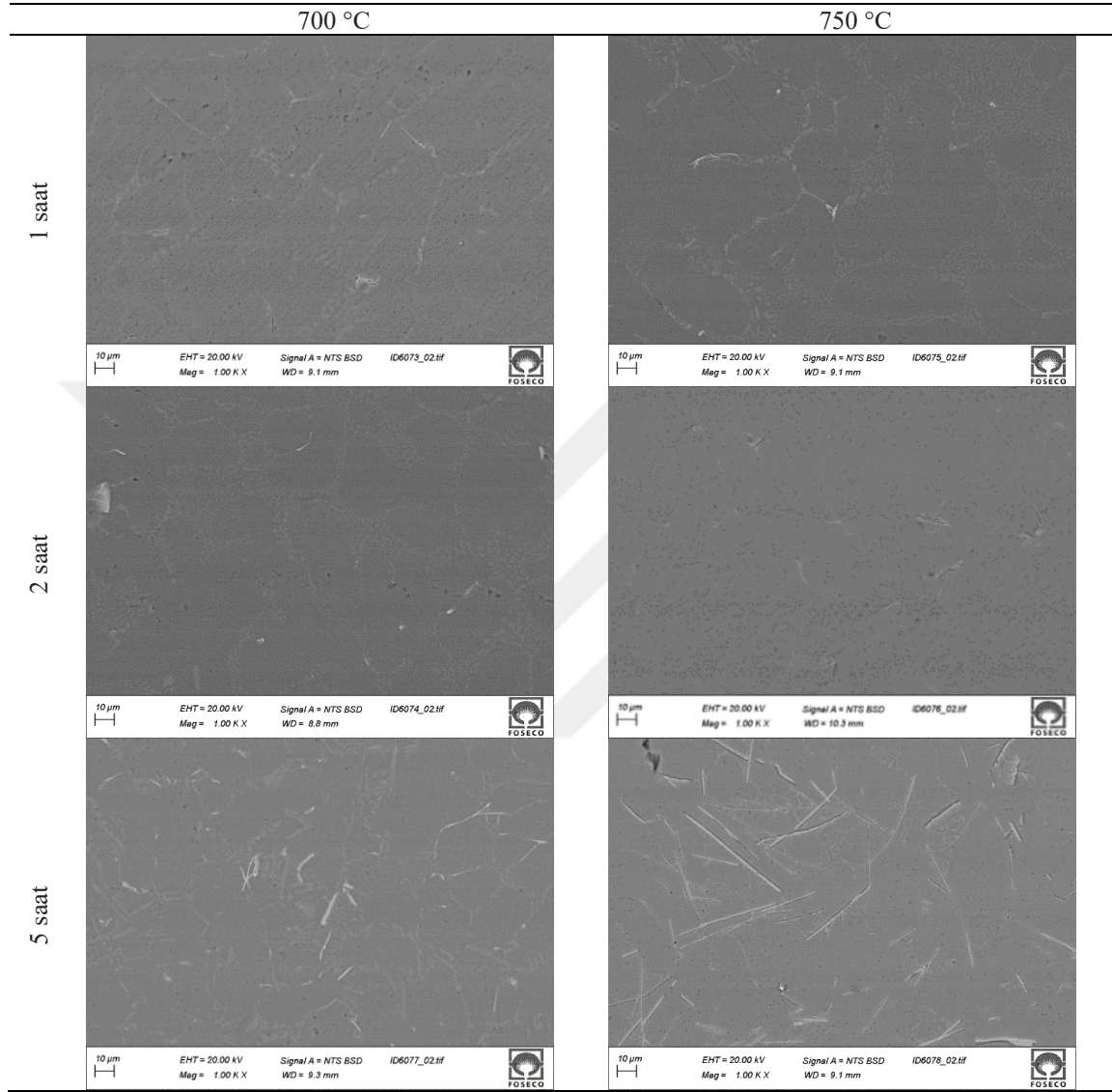
Çalışma kapsamında yapılan mikroyapı numunelerine uygulanan işlemler akabinde tüm numuneler SEM ile incelenmiş ve 10 μm görüntüleri aşağıda verilmiştir. Şekil 4.46’da difüzyona maruz bırakılmadan 700 °C ve 750°C’de döküm sıcaklıklarında sıvı metal temizliği uygulanan ve uygulanmayan referans numunelere ait SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.46. Referans döküm numuneleri SEM görüntüleri

Şekil 4.46’da verilen analizler incelendiğinde sıvı metal temizliği olmayan görüntülerdeki yapının nispeten homojen olduğu ve belirgin bir safsızlık ya da partikül yoğunluğunun olmadığı görülmektedir. Sıvı metal temizliği yapılan numunelerde ise yapıda farklılaşmaların meydana geldiği bu durumun temizleme işlemi sırasında bazı safsızlık fazlarının oluşmasından kaynaklandığı düşünülebilir. Ayrıca döküm sıcaklığının 700°C’den 750°C’ye çıkarılmasının yapısal homojenliği artırdığı görülmektedir. Bu, yüksek sıcaklıkta bazı fazların çözünmesiyle açıklanabilir. Şekil 4.47’de sade karbonlu çelik çubuk ile difüzyona maruz bırakılan, Şekil 4.48’de sade karbonlu çelik çubuk ile difüzyona maruz bırakılan ve sıvı

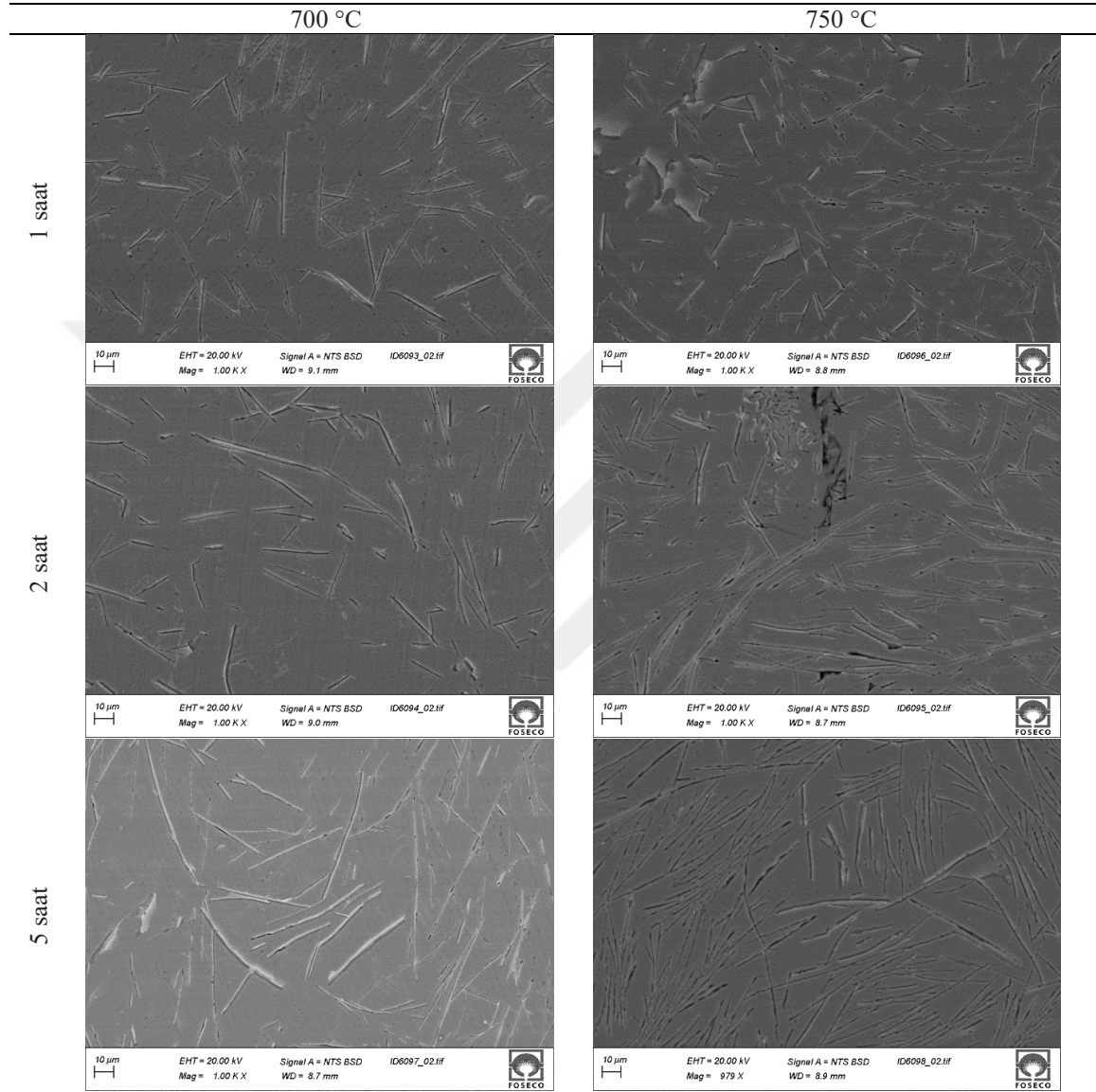
metal temizliği yapılan numunelere ait, Şekil 4.49’da paslanmaz çelik çubuk ile difüzyona maruz bırakılan, Şekil 4.50’de paslanmaz çelik çubuk ile difüzyona maruz bırakılan ve sıvı metal temizliği yapılan numunelere ait SEM fotoğrafları verilmiştir.



Şekil 4.47. 700°C ve 750°C karbonlu çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı SEM görüntüleri.

Şekil 4.47’de verilen görüntüler incelendiğinde, döküm sıcaklığının 700°C’den 750°C’ye artışı ve difüzyon süresinin artışı ile birlikte çelik çubuktan alüminyum alaşıma demir (Fe) geçişinin ve difüzyon bölgesindeki mikro yapısal değişimlerin belirginleştiği görülmektedir. Difüzyon süresi her iki sıcaklık değerinde de incelendiğinde 1 saatten 5 saate artış gerçekleştiğinde intermetalik oluşumunun Fe difüzyonu ile arttığı görülmektedir. 700°C düşük sıcaklık ve sürelerde 750°C 5 saat difüzyon koşulları ile karşılaştırıldığında intermetalik

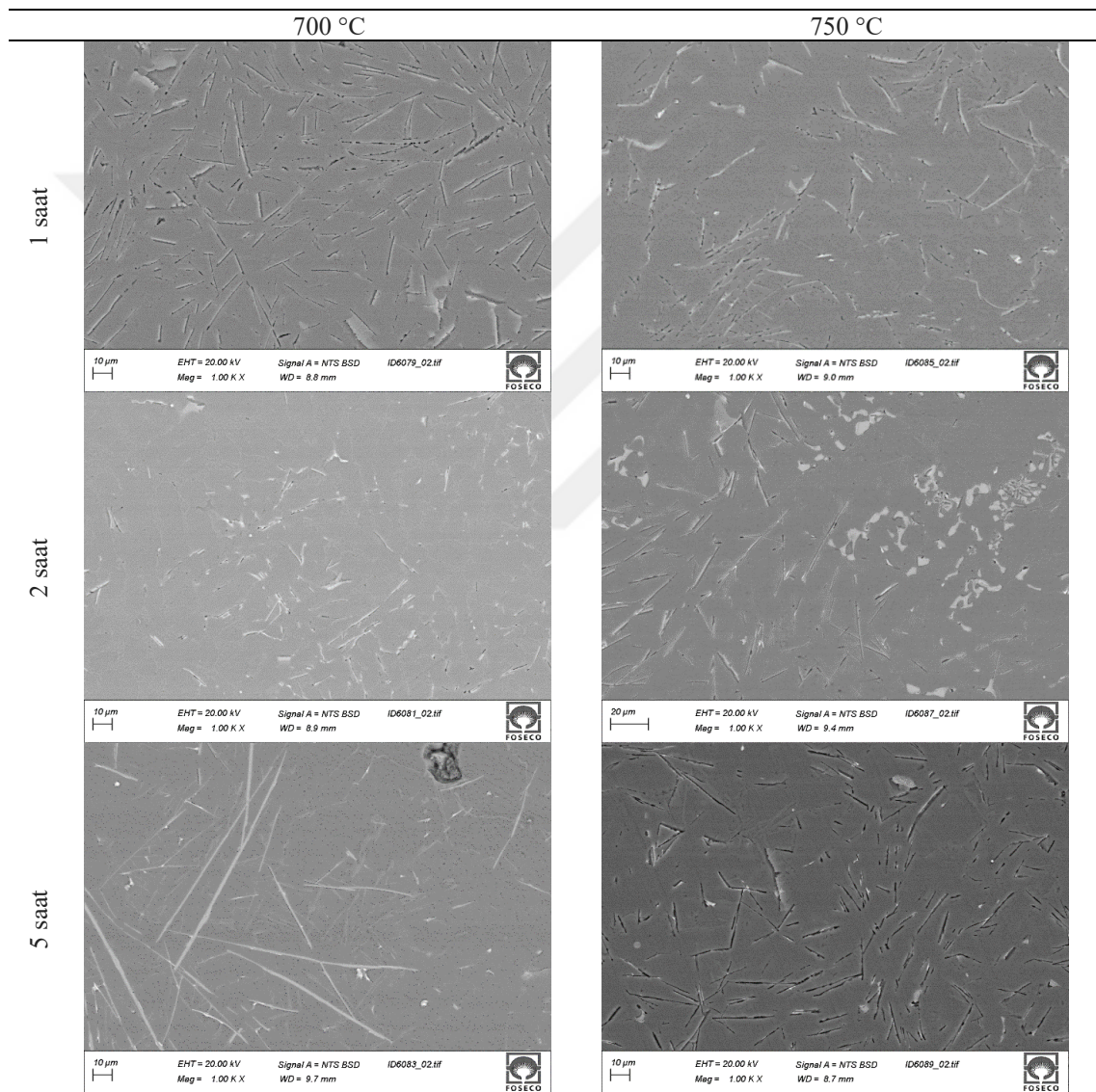
fazların oluşumunun arttığı gözlemlenmiştir. Döküm sıcaklığının difüzyon hızını artırması ve difüzyon sürenin Fe'nin difüzyon hızını ve mikroyapıdaki etkilerini artırdığını ortaya koymaktadır. Kimyasal bileşimlerde de görüldüğü gibi difüzyon ile birlikte alaşımda Fe içeriği artmış ve β fazda oluşan kırılgan intermetalik fazların oluşmasına yol açtığı görülmektedir.



Şekil 4.48. 700°C ve 750° karbonlu çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı sıvı metal temizliği uygulanan numunelerin SEM görüntüleri.

Şekil 4.48’de verilen resimler incelendiğinde sıcaklığın 700°C’den 750°C’ye artışıyla difüzyon hızının arttığı ve 750°C’de intermetalik yapıların daha yoğun ve belirgin hale geldiği görülmektedir. Difüzyon süresi 1 saatten 5 saate arttıkça yapıların daha büyük olduğu görülmektedir. Sıcaklık ve süre parametrelerinin difüzyon bölgesindeki reaksiyonları ve

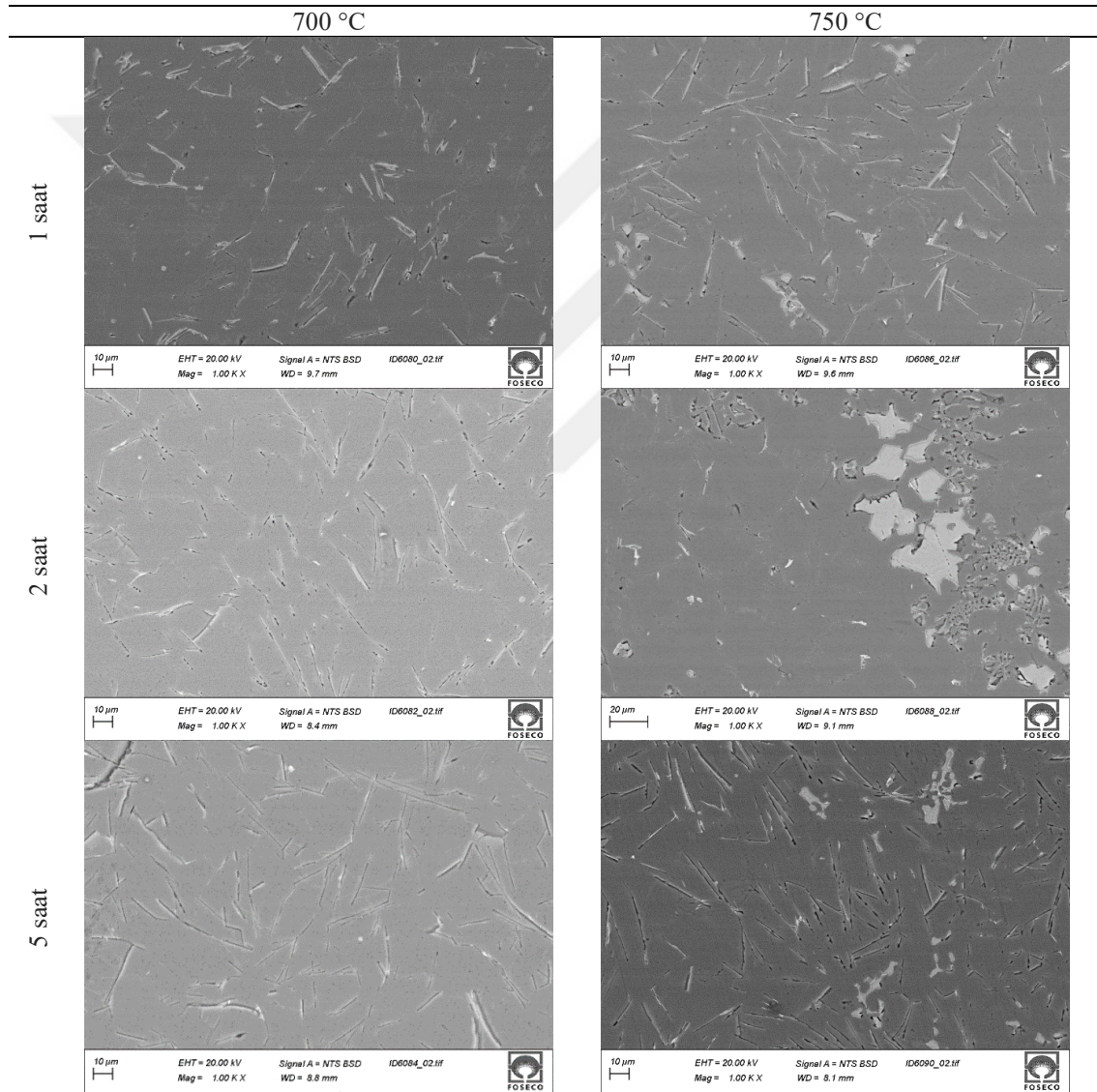
mikroyapıları önemli ölçüde etkilediğini ortaya koymaktadır. Sıvı metal temizliği yapılan ve yapılmayan numuneler karşılaştırıldığında sıvı metal temizliği yapılan numunelerde yapılar daha düzenli, yoğun ve belirgin lameller şeklinde oluşmaktadır. Sıvı metal temizliği yapılmayan numunelerde yapılar daha düzensiz ve zayıf bir görünüm sergilemektedir. Boşluklar, mikro çatlaklar ve daha az yoğun yapılar, metal temizliği yapılmayan numunelerin en dikkat çekici özellikleridir. Elde edilen görüntülerle sıvı metal temizliğinin malzeme mikroyapısını iyileştirme üzerindeki önemli etkisi olabileceğini ortaya koymaktadır.



Şekil 4.49. 700°C ve 750°C paslanmaz çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı SEM görüntüleri.

Şekil 4.49’da verilen resimler incelendiğinde sıcaklık ve süre parametrelerinin A356 alüminyum alaşımında mikroyapı üzerinde önemli etkileri olduğunu ve β tipi intermetalik

fazların oluşumu ile dağılımını belirgin bir şekilde etkilediğini ortaya koymaktadır. Döküm sıcaklığının 700°C'den 750°C'ye çıkarılmasıyla intermetalik fazların difüzyon etkileri daha belirgin hale gelmiştir. Mikro yapıdaki ince uzun yapıların boyutlarında artış gözlenmiştir. Bu durumun, sıcaklık artışı ile elementlerin hareketliliğinin ve çözünürlüğünün artmasından olduğu düşünülmektedir. Difüzyon süresi her iki sıcaklık değerinde de incelendiğinde 1 saatten 5 saate artış gerçekleştiğinde intermetalik oluşumunun Fe difüzyonu ile arttığı görülmektedir. 1 saat difüzyon süresinde intermetalik fazlar daha küçük boyutlarda, 2 saat difüzyonda sürenin artmasıyla birlikte intermetalik fazların büyüdüğü ve bir miktar çözülmeye başladığı gözlenmiştir. Difüzyon süresi 5 saat olduğunda ise intermetalik fazların arttığı görülmektedir.



Şekil 4.50. 700°C ve 750°C paslanmaz çelik çubuk ile 1, 2 ve 5 saat difüze edilen A356 alüminyum alaşımı sıvı metal temizliği uygulanan numunelerin SEM görüntüleri.

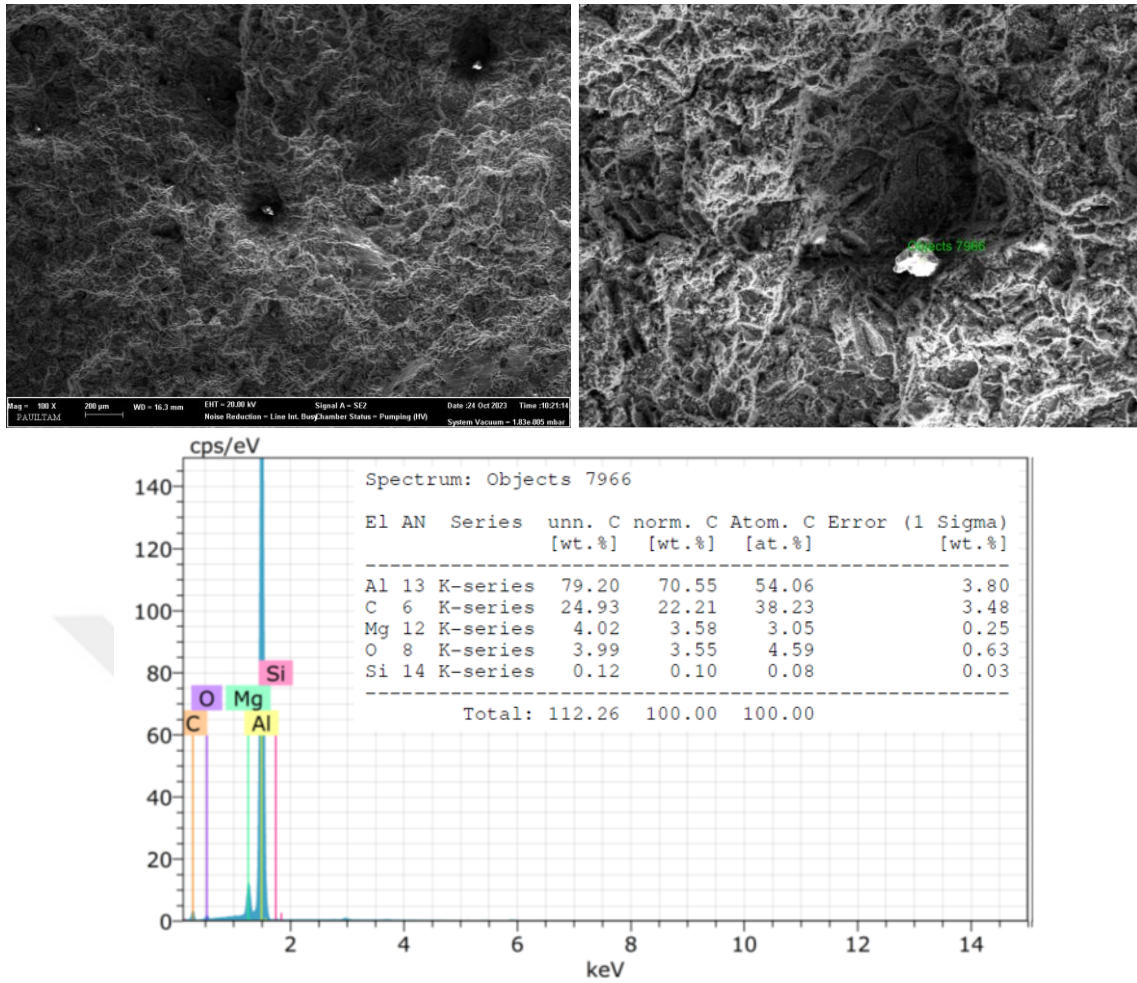
Şekil 4.50’de verilen görüntüler incelendiğinde sıcaklık ve difüzyon süresinin yapılar üzerindeki etkisinin olduğunu göstermektedir. 700°C ile 750°C’de kıyaslandığında yüksek sıcaklığın etkisiyle difüzyon daha yoğun ve belirgin mikroyapılar oluşturmuş, özellikle 5 saatlik sürede yapılar daha homojen ve kompleks bir hale gelmiştir. 700°C’de daha düşük difüzyon oranları gözlenmiş ve oluşan mikroyapılar daha seyrek ve düzensizdir. Sürenin artmasıyla her iki sıcaklıkta da difüzyonun etkisi artmış, 1 saatlik sürelerde başlangıç aşamasında olan yapılar 5 saatlik sürede daha gelişmiş ve yoğun bir hale gelmiştir. Bu sonuçlar, sıcaklık ve sürenin difüzyonun ilerlemesi ve mikroyapıların oluşumu üzerinde kritik bir rol oynadığını göstermektedir. Şekillerde verilen sıvı metal temizliği yapılan ve yapılmayan numuneler kıyaslandığında sıvı metal temizliği uygulanmayan numunelerde, yapıların düzensiz ve heterojen bir dağılım sergilediği gözlenmiştir. Sıvı metal temizliği uygulanan numunelerde, difüzyon bölgelerinin daha homojen ve net bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Bu sonuçlar, sıvı metal temizliğinin difüzyon sürecini optimize ederek yapıların düzenlenmesinde ve malzeme performansının iyileştirilmesinde önemli bir rol oynayabileceğini göstermektedir.

Demirin (Fe), A356 alüminyum alaşımının mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, bu alaşımın özellikle otomotiv ve havacılık gibi yüksek performans gerektiren alanlarda yaygın kullanımı nedeniyle malzeme bilimi açısından büyük önem taşımaktadır. A356 alaşımındaki demir varlığı, hem mikro yapısal düzeni hem de mekanik performansı doğrudan etkileyerek alaşımın genel işlevselliğinde belirleyici bir rol oynar. Alüminyum alaşımlarında demirin, alaşımın mikro yapısına nüfuz ederek metalik bileşikler oluşturduğu ve bu bileşiklerin özellikle β -AlFeSi ve π -AlFeSiMg gibi intermetalik fazlar olduğu bilinmektedir (Arrabal ve ark., 2014). Bu fazlar, mikrogalvanik korozyon mekanizmalarında katot olarak işlev görebilmekte ve alaşımın korozyon direncini azaltabilmektedir.

Demirin etkisi bununla sınırlı kalmayıp, A356 alaşımının süneklik ve tokluğu üzerinde de önemli sonuçlar doğurabilmektedir. Fe varlığı, özellikle silisyum fazının morfolojisini değiştirerek, daha iri ve kırılğan intermetalik fazların oluşumunu teşvik eder; bu durum, alaşımın deformasyon altındaki dayanımını düşürür (Song ve ark., 2012; Zhao ve Fan, 2014). Zhao ve Fan (2014) tarafından yapılan çalışmalar, demir içeriğindeki artışın mikro yapıda iri tanelerin ve kusurların oluşmasına neden olarak mekanik özelliklerde belirgin bir azalmaya yol açtığını ortaya koymaktadır.

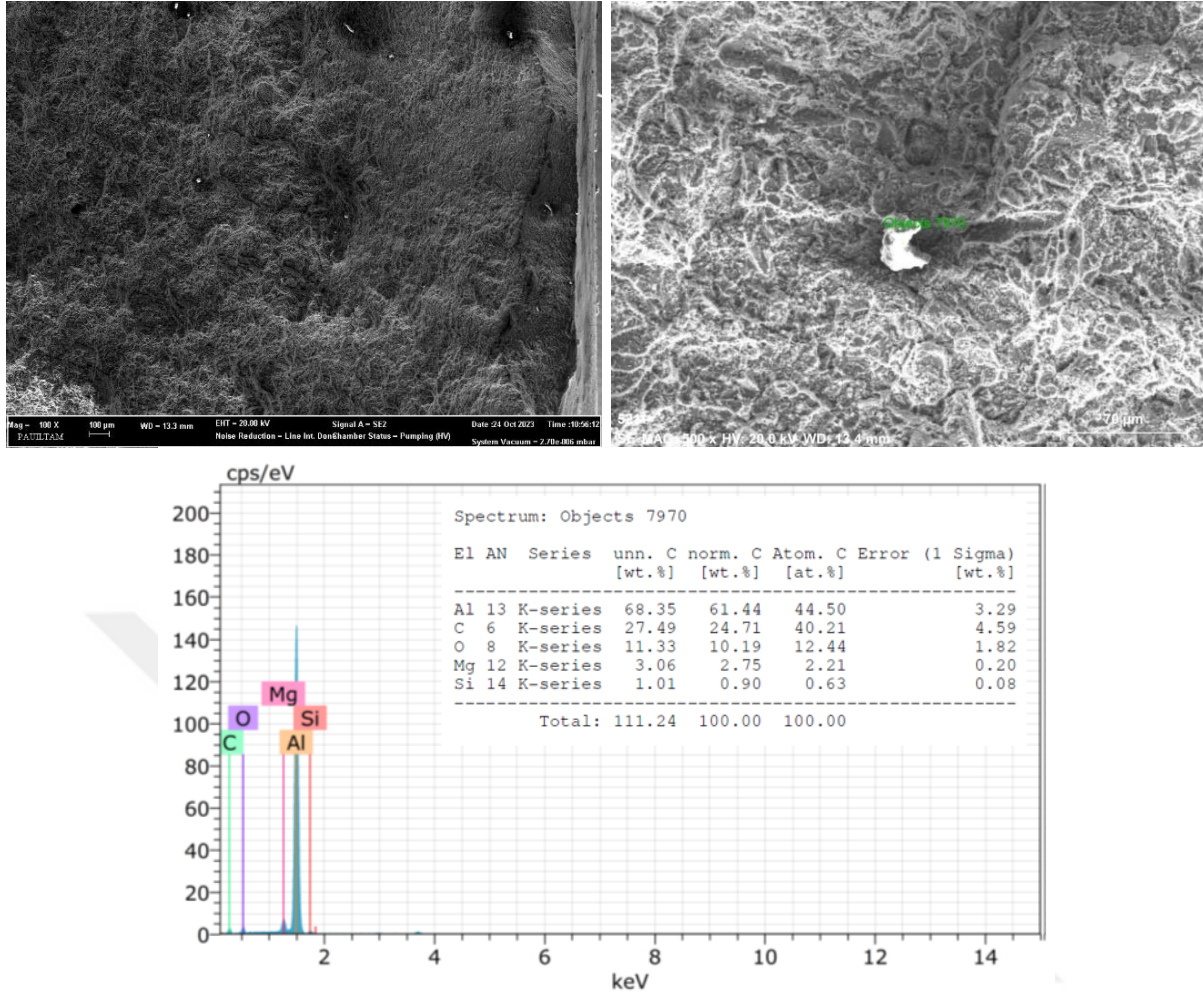
Ayrıca, bu intermetalik fazların oluşumu, alaşımdaki silisyum (Si) konsantrasyonuna da bağlıdır. Örneğin, Si içeriğindeki artış, üçlü Al-Fe-Si fazlarının oluşumunu teşvik ederken, ikili Al-Fe fazlarının oranını azaltabilmektedir (Bakke ve ark., 2020). Bu durum, mikro yapıdaki faz dengesini değiştirerek mekanik özellikler üzerinde dolaylı fakat kritik bir etki yaratır. Lin ve ark. (2018), bu intermetalik fazların varlığının kırılganlığı artırdığını ve sünekliği azalttığını vurgulayarak, alaşımın performansında önemli bir düşüşe neden olabileceğini belirtmiştir. Dolayısıyla, A356 alaşımında demirin kontrolü, istenen mikro yapı ve mekanik özelliklerin elde edilmesi açısından stratejik bir öneme sahiptir.

Fe konsantrasyonu A356 alaşımının mikro yapısal evriminde ikili bir rol oynar. Fe, katılaşma sırasında birincil α -Al tanelerinin çekirdeklenmesini artırarak rafine edilmiş bir mikro yapıya yol açabilir (Chowwanonthapunya ve ark., 2022). Aşırı Fe içeriği, alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz etkileyebilecek kaba intermetaliklerin oluşumuna yol açabilir (Lu ve ark., 2017; Gong, 2023). Taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak A356 alaşımlarının mikro yapısal analizi, ötektik Si'nin morfolojisinin değişen Fe konsantrasyonlarıyla değişebileceğini ortaya koymuştur. Örneğin, termal işlem sırasında ötektik Si, boyun verme ve parçalanma geçirebilir, bunun sonucunda parçacık boyutunda bir azalma ve alaşımın mekanik özelliklerini artırabilen daha küresel bir şekle geçiş meydana gelebilir (Syukron ve ark., 2019). Çalışma kapsamında dört kanallı akıcılık kalıbında elde edilen deney numunelerinden 8 mm kesit kalınlığına sahip numuneler kırılmış ve kırık yüzey görüntülerinden SEM ve EDS incelemeleri yapılmıştır. Şekil 4.51'de difüzyona maruz bırakılmadan 700 °C'de dökülen referans numunelere ait SEM, EDS görüntüleri ve EDS sonucu verilmiştir. SEM-EDS incelemeleri Pamukkale Üniversitesinde gerçekleştirilmiştir.



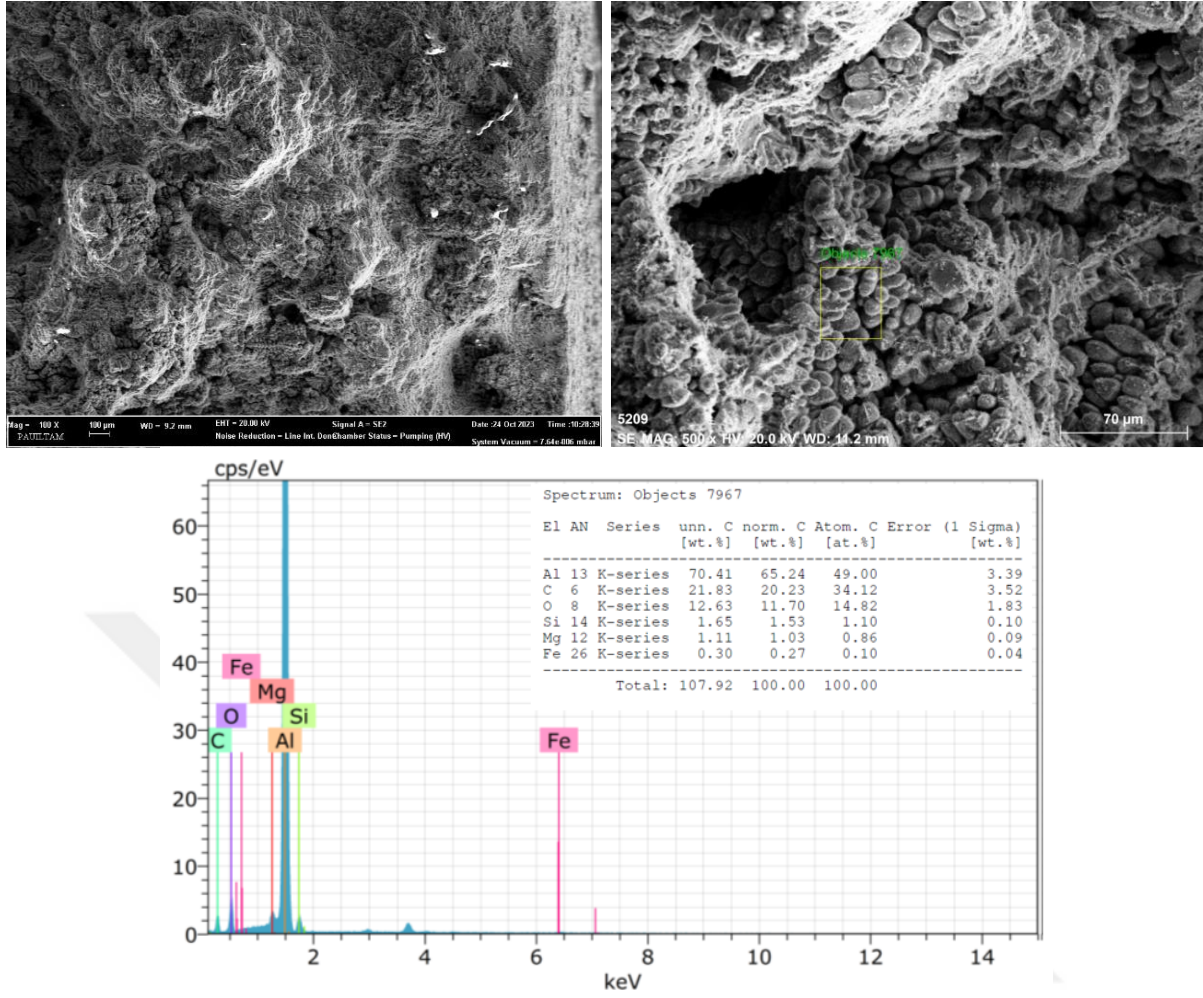
Şekil 4.51.700 °C difüzyonsuz referans döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri

Şekil 4.51’de 700 °C difüzyonsuz referans numunesine ait SEM görüntüleri ve EDS sonuçları incelendiğinde; difüzyon söz konusu olmadığından yapıda difüzyon etkisi ile ortaya çıkması muhtemel fazların olmadığı tespit edilmiştir. Yapının normal olarak A356 alüminyum alaşımı kimyasal bileşim ve faz yapılarına uygun olarak ortaya çıktığı tespit edilmiştir. Yapı incelemelerinde farklı olarak tespit edilen bölgeden alınan EDS analizinde yapıda Al, Si ve Mg elementleri harici C ve O elementlerinin olduğu tespit edilmiştir. İlgili elementlerden C (%38) elementinin SiC potadan karbon atomlarının difüzyonlu sonucu olduğu düşünülmektedir. O elementinin döküme bağlı olarak alüminyum oksit filmi olabileceği veya oksijen tutunması sonucu olduğu düşünülmektedir. Şekil 4.52’de difüzyona maruz bırakılmadan 750 °C’de dökülen referans numunelere ait SEM, EDS görüntüleri ve EDS sonucu verilmiştir.

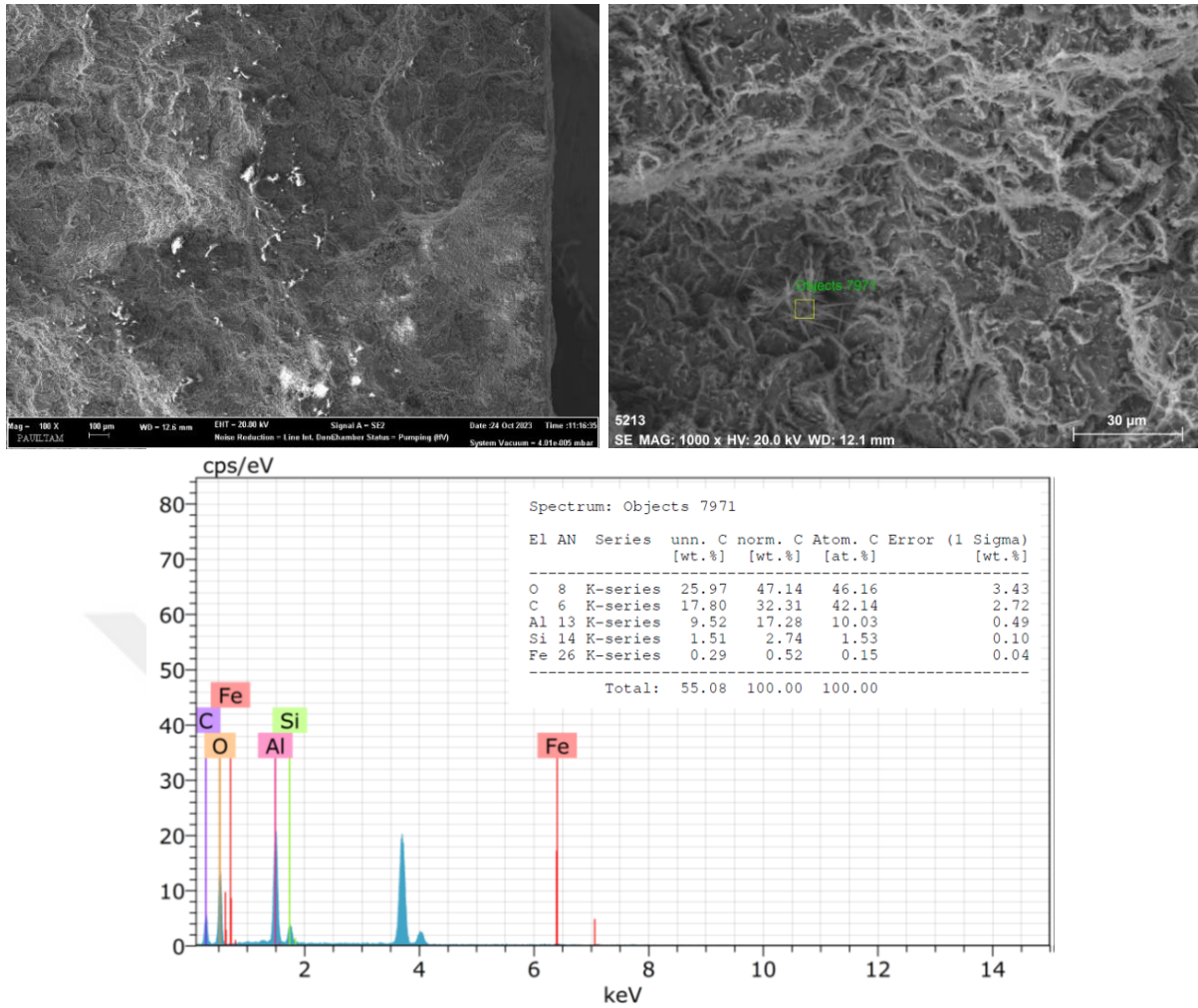


Şekil 4.52. 750 °C difüzyonsuz referans döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri

Şekil 4.52’de 750 °C difüzyonsuz referans numunesine ait SEM görüntüleri ve EDS sonuçları incelendiğinde; 700 °C’de yapılan döküm numuneye göre Si miktarında önemli derecede bir artış gözlemlenmiştir. Yapıda alaşım kimyasal bileşimine bağlı olarak Al, Si ve Mg elementleri olduğu bunun yanı sıra C ve O elementlerinin de yapıya pota ve ortamdan gelen oksitten kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 4.53’te paslanmaz çelik çubuk ile 1 saat difüzyona maruz bırakılarak 700 °C’de dökülen, Şekil 4.54’te 750 °C’de dökülen numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM, EDS görüntüleri ve EDS sonucu verilmiştir.

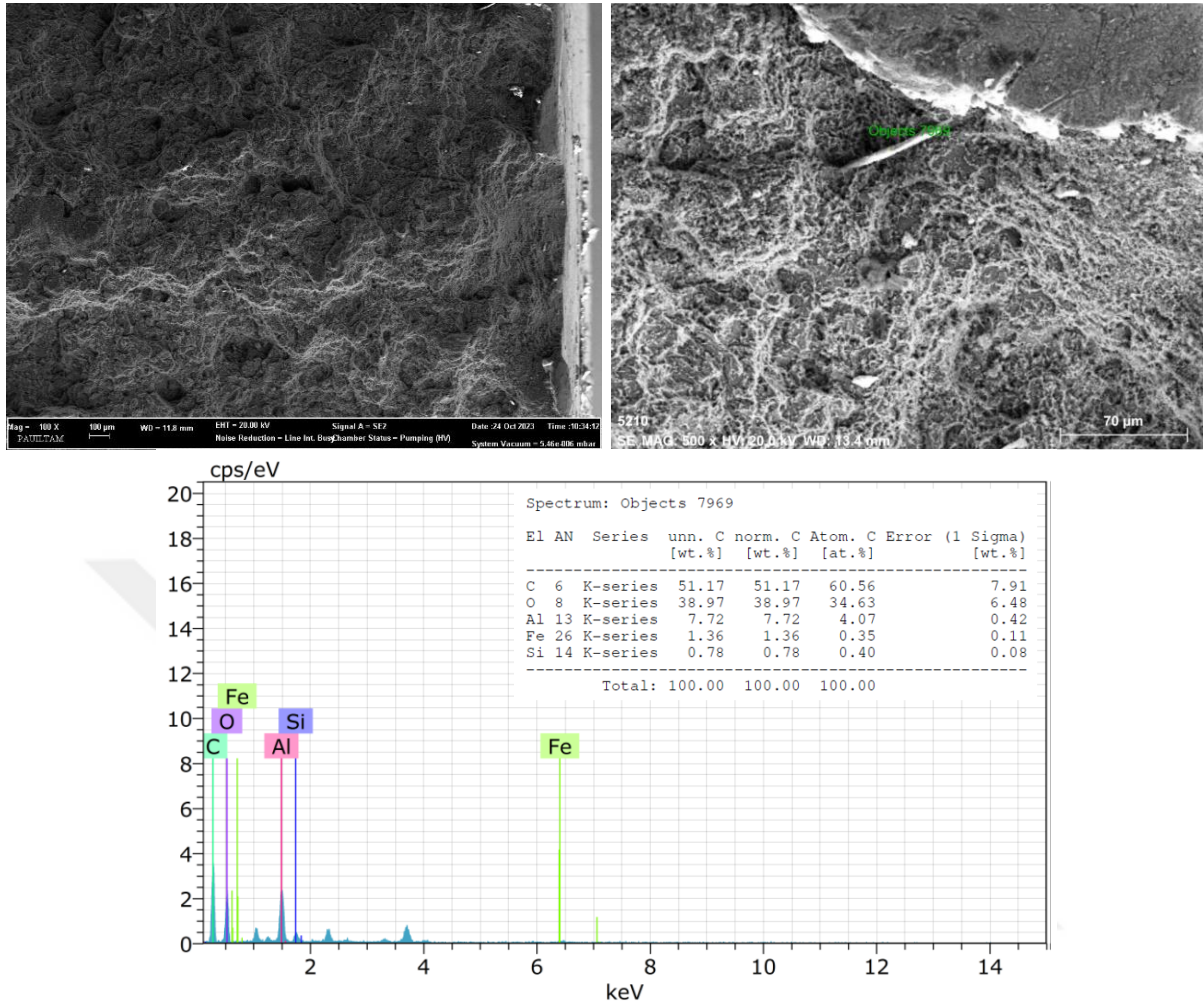


Şekil 4.53. 700 °C paslanmaz çelik 1 saat difüzyonlu döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri



Şekil 4.54.750 °C paslanmaz çelik 1 saat difüzyonlu döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri

Şekil 4.53'te 700 °C 1 saat paslanmaz çelik difüzyonlu kırık yüzey numunesine ait SEM görüntüleri ve EDS sonuçları incelendiğinde; difüzyon etkisi ile eser miktarda Fe fazına rastlanmıştır. Fe atomları difüzyona uğrayarak atomik demir kompozisyonu %0,10 olarak ölçülmüştür. Şekil 4.54'te 750 °C 1 saat difüzyonlu kırık yüzey numunesine ait SEM görüntüleri ve EDS sonuçları incelendiğinde, 700 °C 1 saat difüzyonlu kırık yüzey numuneleri ile kıyaslandıklarında benzerlik göstermektedir. Fe atomlarının difüzyonu sıcaklık artışı ile birlikte atomik olarak %0,15 olarak tespit edilmiştir. Şekil 4.55'te paslanmaz çelik çubuk ile 2 saat difüzyona maruz bırakılarak 700 °C'de dökülen, Şekil 4.56'da 750 °C'de dökülen numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM, EDS görüntüleri ve EDS sonucu verilmiştir.

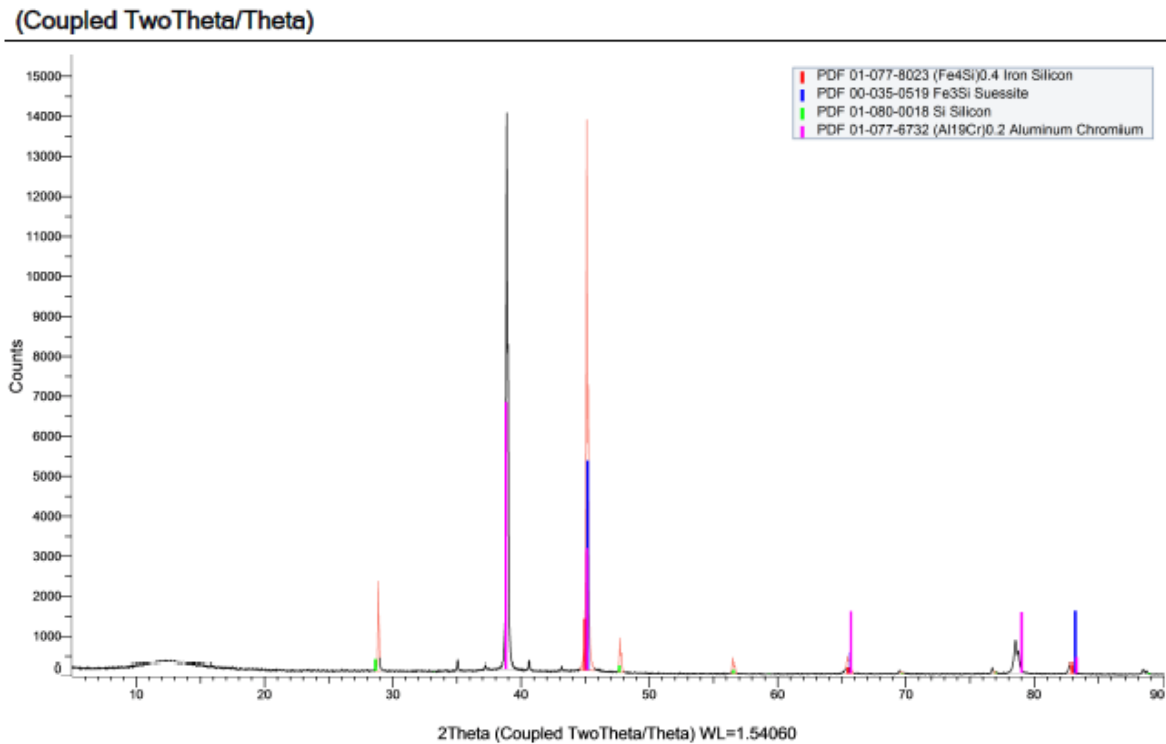


Şekil 4. 55. 700 °C paslanmaz çelik 2 saat difüzyonlu döküm numune kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri

Şekil 4.55'te 700 °C 2 saat difüzyonlu kırık yüzey numunesine ait SEM görüntüleri ve EDS sonuçları incelendiğinde; difüzyon etkisi artması ile beraber 1 saatlik difüzyon işlemine göre Fe miktarında artış gözlemlenmiştir. Yapıda dentritik fazların oluşumu gözlenmiştir. Ayrıca atomik demir kompozisyonunun 1 saat difüzyonuna kıyasla arttığı gözlemlenmiş ve atomik olarak %0,35 olarak ölçülmüştür. Karbonca zengin bu faz, difüzyon süresi arttıkça C ve Fe difüzyonunun arttığını göstermiş ve farklı fazların oluşumunu da desteklemiştir.

4.7. XRD Sonuçları

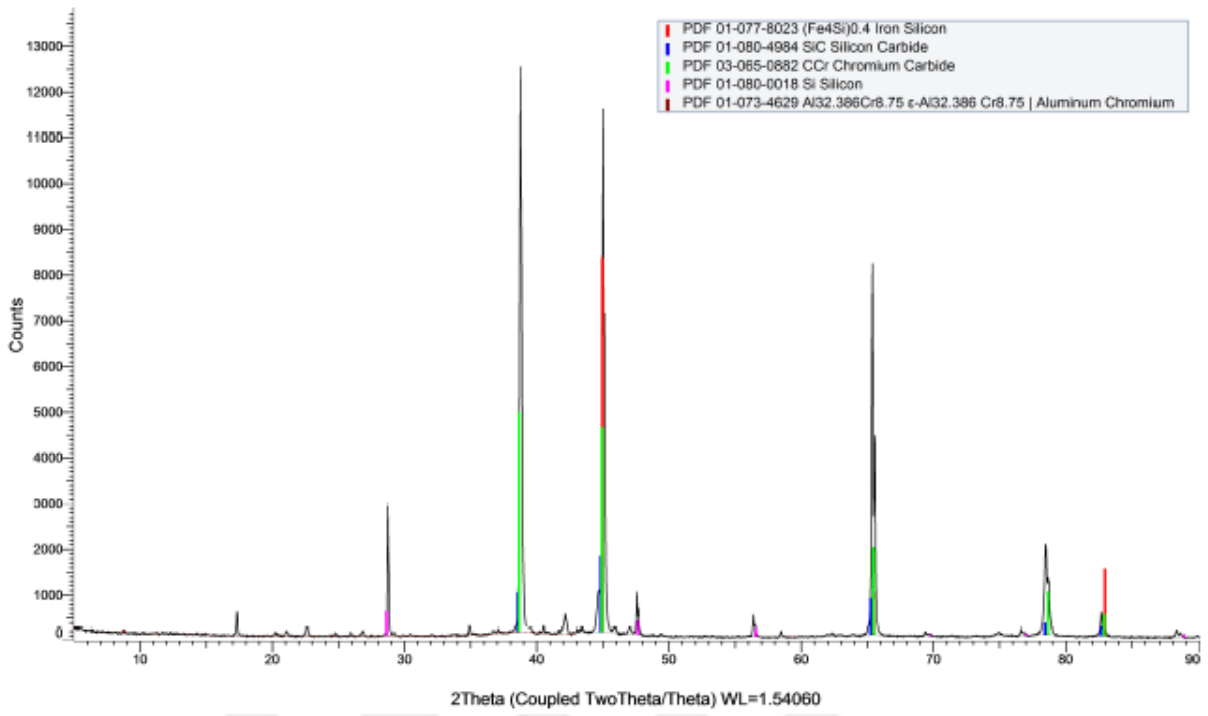
Döküm deney numunelerinden örnek olarak difüzyonsuz referans numune, karbonlu çelik difüzyonlu numune ve paslanmaz çelik difüzyonlu numunelerden XRD analizi yapılmıştır. Şekil 4.57’de 700 °C’de dökülen referans numuneye, Şekil 4.58’de 750 °C’de dökülen karbonlu çelik ile 5 saat difüzyona maruz kalmış numuneye, Şekil 4.59’da, 750 °C’de paslanmaz çelik ile 5 saat difüzyon sonrası dökülen numuneye ait sonuçlar verilmiştir.



Şekil 4.57. 700 °C dökülen referans numuneye ait XRD analizi sonucu

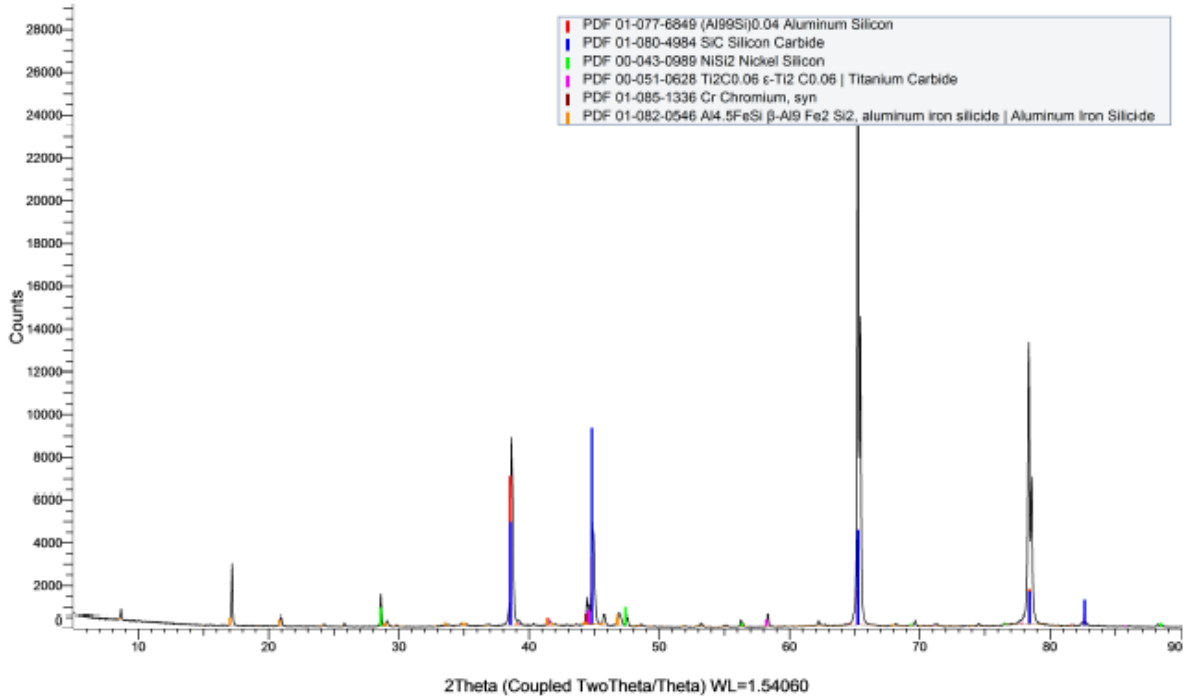
Şekil 4.57’de verilen referans numuneye ait XRD analizi sonuçları incelendiğinde yapıda Al-Si alaşımından gelen Si fazı ve Fe₃Si fazları olduğu tespit edildiği görülmektedir. Ayrıca AlCr intermetalik fazı ortaya çıktığı görülmektedir. Ancak analizde görülen Fe₃Si fazlarının oranının çok düşük olduğu görülmüştür. Yapıda görülen Fe₄Si fazının en baskın olarak 2θ açısı 44,978° ve indisi (110) şeklindedir. Fe₃Si fazı 45,187° 2θ açısında (110) düzleminde ortaya çıkmıştır. Alaşım kimyasal bileşiminden gelen Si fazı (111) düzleminde de 28,652° 2θ açısında baskın olarak gözlenmiştir. AlCr intermetalik fazının baskın olarak ortaya çıktığı 2θ açısı 38,817° olup düzlemi (111)’dir.

(Coupled TwoTheta/Theta)



Şekil 4.58. Karbonlu çelik ile 5 saat difüzyon sonrası 750 °C dökülen numuneye ait XRD analizi sonucu

(Coupled TwoTheta/Theta)



Şekil 4.59. Paslanmaz çelik ile 5 saat difüzyon sonrası 750 °C dökülen numuneye ait XRD analizi sonucu

Şekil 4.58’de karbonlu çelik difüzyonlu numune analizinde yapıda yine Fe_4Si , SiC , CCr , Si fazı ve $AlCr$ bazlı çeşitli intermetalik fazlar ortaya çıktığı tespit edilmiştir. İlgili numune analizinde Fe intermetalik fazları, alaşımdan gelen Si fazı ve $AlCr$ intermetaliklerinin yapıda bariz bir şekilde bulunduğu diğer fazların çok düşük miktarlarda olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 4.59’de $AlSi$, SiC , $NiSi_2$, Ti_2CO , Cr ve Fe bazlı bazı intermetalikler oluştuğu tespit edilmiştir. Analiz sonucu değerlendirildiğinde yapıda $AlSi$ olduğu, çeşitli β intermetalikleri tespit edildiği ve bunun yanı sıra Ni ve Cr bazlı fazların ortaya çıktığı anlaşılmaktadır. İlgili yapıda diğer analiz numunelerinden farklı olarak baskın bir şekilde Cr ve Ni intermetaliklerinin ortaya çıkmasının difüzyon malzemesi Paslanmaz çelik içeriğinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca ilgili durum hem alaşıma dair mikroyapı resimlerinden hem de alaşımların kimyasal analiz sonuçlarından da teyit edilmiştir. İlgili fazların difüzyon süresi ve sıcaklığa bağlı olarak ortaya çıktığı düşünülmektedir. Ayrıca Fe fazı miktarının hem karbonlu çelik hem de paslanmaz çelik difüzyonlu numunelerde beklendiği gibi artış gösterdiği görülmüştür.

Demirin alüminyum alaşımlarının mekanik ve mikro yapısal özellikleri üzerindeki etkisi, özellikle geri dönüştürülmüş alüminyumda bir kirlilik olarak demirin yaygınlığı göz önüne alındığında, kritik bir çalışma alanıdır. Demir, öncelikle süneklik ve mukavemetin azalmasına yol açabilen intermetalik fazların oluşumu yoluyla, alüminyum alaşımlarının mikro yapısını ve mekanik performansını önemli ölçüde etkileyebilir. Araştırmalar, alüminyum alaşımlarında demirin varlığının genellikle alaşımın mekanik özelliklerini olumsuz etkileyebilecek çeşitli demir açısından zengin intermetalik bileşiklerin oluşumuyla sonuçlandığını göstermektedir. Örneğin, Gong artan demir içeriğinin, geri dönüştürülmüş döküm alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynaklı birleşimlerinde çekme özelliklerinin azalmasıyla ilişkili olan zararlı demir açısından zengin fazların gelişimine yol açtığını vurgulamaktadır (Gong, 2023) . Benzer şekilde, Bolibruchová ve Richtárech, demirin alüminyum döküm alaşımlarında yaygın ve zararlı bir kirlilik olduğunu, döküm kusurlarının artmasına katkıda bulunduğunu ve Fe açısından zengin intermetalik fazların oluşumu nedeniyle mekanik özellikleri olumsuz etkilediğini vurgulamaktadır (Bolibruchová ve Richtárech, 2013) . Bu, demir içeriği ve katılaşma oranlarındaki değişikliklerin alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerini, özellikle çekme dayanımı ve süneklik açısından önemli ölçüde etkilediğini gözlemleyen Tokuda vd.'nin bulgularıyla doğrulanmaktadır (Tokuda ve ark., 2006). Dahası, demirin alüminyumdaki çözünürlüğü belirgin şekilde düşüktür ve bu durum döküm kalitesini tehlikeye atabilecek kaba intermetalik yapıların oluşumunu teşvik eder. Deev'in çalışması, demirin katı

alüminyumdaki düşük çözünürlüğünün çeşitli intermetalik fazların oluşumuna yol açtığını ve bu durumun alüminyum dökümlerin genel kalitesini önemli ölçüde azaltabileceğini belirterek bunu desteklemektedir (Deev, 2020). Bu olgu özellikle alüminyum-silisyum alaşımlarında belirgindir, burada demir ilavesi alaşımın mikro yapısal özelliklerini ve mekanik performansını değiştiren zararlı intermetaliklerin oluşumuna yol açabilir (Shabestari ve ark., 2004). Belirli mekanik özellikler açısından, çalışmalar düşük demir seviyelerinin mukavemet gibi belirli özellikleri artırabileceğini gösterirken, aşırı demirin süneklik ve toklukta düşüşe yol açabileceğini göstermiştir. Örneğin, Hattendorf ve arkadaşları nikel-krom alaşımlarındaki daha düşük demir içeriğinin metal tozlanmasına karşı gelişmiş dirençle sonuçlandığını bulmuş ve benzer bir eğilimin alüminyum alaşımları için de geçerli olabileceğini öne sürmüştür (Hattendorf ve ark., 2019). Tersine, Bepalov'un belirttiği gibi, alüminyum alaşımlarına demir eklenmesinin belirli bağlamlarda mukavemeti artırdığı gösterilmiştir; Bepalov, belirli alüminyum alaşımlarındaki demir içeriğinin artmasının, silisyuma bağlanan intermetalik fazların oluşumu nedeniyle gelişmiş mukavemete yol açabileceğini bildirmiştir (Bepalov, 2023) . Dahası, alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, işleme koşulları ve diğer alaşım elementlerinin varlığından önemli ölçüde etkilenebilir. Örneğin, Liu ve ark., alüminyum-demir alaşımlarının mekanik özelliklerinin, demir içeriğinin dikkatli bir şekilde kontrol edilmesi ve demirin bazı olumsuz etkilerini azaltabilen ek elementlerin dahil edilmesi yoluyla nasıl optimize edilebileceğini tartışmaktadır (Liu ve ark., 2022) . Bu, farklı alaşım elementleri arasındaki etkileşimin ve bunların alüminyum alaşımlarının mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki toplu etkilerinin anlaşılmasının önemini vurgulamaktadır. Sonuç olarak, demirin alüminyum alaşımlarının mekanik ve mikro yapısal özellikleri üzerindeki etkisi çok yönlüdür ve belirli alaşım bileşimine ve işleme koşullarına bağlı olarak performansı artırabilen veya azaltabilen intermetalik fazların oluşumunu içerir. Bu alanda devam eden araştırmalar, özellikle mekanik performansın kritik olduğu endüstrilerde, alüminyum alaşımlarını çeşitli uygulamalar için optimize etmek için önemlidir.

5.SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, A356 alüminyum alaşımında Fe (demir) difüzyonunun mikroyapı, mekanik özellikler ve kimyasal bileşim üzerindeki etkileri detaylı olarak incelenmiştir. Araştırma sonucunda, döküm sıcaklığının artırılmasının sıvı metal kalitesini düşürdüğü, akıcılığı artırdığı fakat sertliği azalttığı gözlemlenmiştir. Fe difüzyonu, özellikle paslanmaz çelik kullanıldığında, alaşımda intermetalik faz oluşumunu, gözeneklilik miktarını ve Fe, Cr, Ni oranlarını artırarak hem mikroyapıda bozulmalara hem de mekanik özelliklerde (sertlik ve dayanım) düşüşe neden olmuştur. Difüzyon süresi uzadıkça bu olumsuz etkiler daha belirgin hale gelmiştir. Buna karşılık, sıvı metale uygulanan gaz giderme (temizleme) işlemleri, gözenekliliği azaltmış, çekme dayanımı ve mikroyapı homojenliğini artırarak olumsuz etkileri kısmen iyileştirmiştir. XRD, SEM ve EDS analizleri, yüksek sıcaklık ve uzun difüzyon süresi koşullarında kırılğan intermetalik fazların (β -AlFeSi, π -AlFeSiMg gibi) belirgin şekilde oluştuğunu ve bunların yapının bütünlüğünü olumsuz etkilediğini göstermiştir. Genel olarak, Fe difüzyonunun kontrol edilmediği durumlarda, alaşımın hem mikroyapı hem de mekanik özellikleri açısından performansının zayıfladığı sonucuna ulaşılmıştır. Döküm sıcaklığının sıvı metal kalitesine etkisi RPT ve K mold kalıpları ile incelendiğinde, döküm sıcaklığının artırılmasının alaşımın sıvı metal kalitesini azalttığı görülmüştür. Sonuçlar genel olarak sunulduğunda;

- Kimyasal analizlerde, referans numunede %0,147 olan Fe oranı sade karbonlu çubuk kullanıldığında 5 saat difüzyon sonunda %2,29'a ulaşmış; bu da yaklaşık %1458 oranında bir artışa karşılık gelmiştir. Aynı sürede paslanmaz çelik kullanımıyla bu artış %996 olarak ölçülmüş; ayrıca %Ni oranında %1385, %Cr oranında ise %1454 artış tespit edilmiştir. Bu durum, özellikle paslanmaz çelikle uzun süreli temasın alaşım içerisinde intermetalik faz oluşumunu ciddi oranda artırdığını ortaya koymuştur.
- Sıvı metal temizliği uygulaması, özellikle yüksek sıcaklık ve uzun difüzyon süresi koşullarında malzemenin özelliklerini iyileştirme açısından etkili olmuştur.
- Akıcılık testlerinde, difüzyon süresi ve sıcaklık arttıkça akıcılığın düştüğü, sıvı metal temizliğinin ise bu düşüşü az da olsun artırdığı görülmüştür. Spiral kalıpta 750 °C'de temizleme yapılmayan numunede 345 mm olan sıvı metal ilerleme mesafesi, 5 saatlik

difüzyon sonrası 125 mm'ye düşerek %63,7 oranında azalmış; sıvı metal temizliği uygulaması bu azalmayı %48,1 seviyesine çekmiştir.

- Mekanik testlerde, difüzyon süresinin artmasıyla birlikte sertlik ve çekme dayanımı değerlerinde ciddi azalmalar gözlenmiştir. Örneğin, difüzyonsuz bir numunede sertlik değeri 87 HB iken, 5 saatlik difüzyon sonunda bu değer 54 HB'ye düşerek %37,9 oranında azalmıştır. Aynı şekilde sade karbonlu çubuk kullanılan numunelerde çekme dayanımı 210 MPa'dan 175 MPa'a (%16,6 azalma), paslanmaz çelik kullanılan numunelerde ise 200 MPa'dan 140 MPa'a kadar düşerek %30 azalma göstermiştir. Bu durum, özellikle paslanmaz çeliğin difüzyona karşı daha duyarlı olduğunu ortaya koymaktadır.
- Mikroyapı ve SEM analizlerinde ise, difüzyon süresinin uzamasıyla birlikte alaşım yapısında β -AlFeSi ve π -AlFeSiMg gibi kırılgan intermetalik fazların daha belirgin şekilde oluştuğu, gözenek sayısının ve faz kalınlığının arttığı tespit edilmiştir. 750 °C sıcaklıkta daha iri dendritik yapılar gözlenmiş, bu da mekanik özelliklerdeki düşüşle uyumlu olmuştur. Öte yandan, sıvı metal temizliği uygulaması mikroyapıyı daha homojen hâle getirerek intermetalik fazların kontrolsüz yayılımını sınırlamış, SEM görüntülerinde daha temiz yüzeylerin elde edildiği doğrulanmıştır.

Sonuç olarak, Fe difüzyonu ile birlikte gelen kimyasal değişimlerin, sıvı metal özelliklerini, mekanik özellikleri ve akıcılığı ciddi oranda olumsuz etkilediği; ancak sıvı metal temizliği ile bu olumsuzlukların büyük ölçüde giderilebildiği görülmüştür. Döküm süreçlerinde difüzyon süresi, kullanılan çubuk tipi ve sıcaklık gibi parametrelerin dikkatle kontrol edilmesi gerektiği; aksi takdirde yapısal bozulmaların, intermetalik faz birikiminin ve gözeneklilik oluşumunun ciddi malzeme problemlerine yol açabileceği anlaşılmıştır.

6. GENEL DEĞERLENDİRME VE ÖNERİLER

Bu tez çalışması, endüstride özellikle pota, kalıp ya da işleme ekipmanları gibi çelik yüzeylerle temas eden sıvı alüminyum alaşımlarında meydana gelen element geçişi (difüzyon) etkisinin malzeme üzerindeki sonuçlarını anlamaya yönelik gerçekleştirilmiştir. Çelik malzemelerle uzun süreli temas halinde bulunan sıvı alüminyum, zamanla bu yüzeylerden Fe, Cr ve Ni gibi elementleri difüzyon yoluyla bünyesine almakta ve bu durum alüminyum alaşımının hem kimyasal bileşimini hem de mikroyapı/mechanik özelliklerini değiştirmektedir. Sektörde özellikle ikincil döküm, hurda geri dönüşümü ve metal transfer ekipmanlarında bu tür temas kaçınılmazdır ve bu durum, ürün kalitesini doğrudan etkileyen kritik bir sorundur.

Bu çalışmada A356 alüminyum alaşımı, farklı çubuk türleri (sade karbonlu ve paslanmaz çelik), iki ayrı sıcaklık (700 °C ve 750 °C) ve farklı difüzyon süreleri (1-2-5 saat) altında test edilmiştir. Ayrıca sıvı metal temizliğinin etkisi de analiz edilmiştir. Bu kapsamda elde edilen bulgular, döküm öncesi ve sırasındaki temas yüzeylerinin (çelik parçalar, ekipmanlar) seçiminin ve temas süresinin dikkatle kontrol edilmesi gerektiğini ortaya koymaktadır. Özellikle pota ve kalıp gibi yüzeylerin kaplamalı, difüzyon dirençli malzemelerle üretilmesi, çelik parçaların doğrudan sıvı metalle uzun süreli temastan kaçınarak kullanılması, yüksek sıcaklık ve bekleme süresine sahip uygulamalarda sıvı metal temizliğinin ihmal edilmemesi gerektiği anlaşılmıştır.

Bu tez çalışmasında gerçekleştirilen deneysel süreçler sırasında, laboratuvar ortamının koşullarına ve kullanılan ekipmanın yapısına bağlı olarak çeşitli zorluklar yaşanmıştır. Özellikle uzun süreli difüzyon deneyleri sırasında, indüksiyon ocaklarında sıcaklığın sabit tutulmasında dalgalanmalar yaşanmış, bazı durumlarda elektrik kesintileri nedeniyle deneyler yarıda kalmak zorunda kalmıştır. Bu tür uzun süreli yüksek sıcaklık uygulamalarında, enerji sürekliliği hayati önem taşımakta; kesinti anlarında metalin soğuması, deneyin yeniden başlatılmasına ya da veri bütünlüğünün bozulmasına neden olabilmektedir. Bununla birlikte, döküm işlemlerinde kullanılan kokil kalıplarda da çeşitli aksaklıklar da yaşanmıştır. Ortam sıcaklığının düşük olması nedeniyle kalıpların istenilen sıcaklığa getirilmesi zorlaşmakta; ayrıca ısıtıcı tablada oluşabilecek ark riski, kalıpların tam anlamıyla homojen şekilde ısıtılamama riski olmaktadır. Bu durumlar döküm kalitesini doğrudan etkileyen faktörler olarak öne çıkmaktadır.

Ayrıca, sıvı metal temizliği işlemleri sırasında uygulanan yüksek sıcaklıklar ve hareketli metal teması nedeniyle sıçramalar meydana gelmiş, bu durum hem ekipman güvenliği hem de kullanıcı sağlığı açısından dikkat edilmesi gereken önemli bir husus olarak öne çıkmıştır. Temizlik işlemleri sırasında koruyucu ekipman kullanımı, çalışma alanının açık ve kontrollü havalandırılmalı olması önerilmektedir.

Tüm bu deneysel zorluklar, bu alanda benzer çalışmalar planlayan araştırmacılara önemli bir rehber niteliği taşıyacağı düşünülmektedir. Deneylerin güvenli ve sağlıklı bir şekilde ilerlemesi için; enerji altyapısının kesintisiz çalışmasını sağlayacak jeneratör destekli sistemler, güvenlik açısından ise ısıya dayanıklı koruyucu kıyafet, yüz siperi ve eldiven kullanımının zorunlu hâle getirilmesi önerilmektedir. Ayrıca, sıvı metal işlemlerinin yapıldığı alanlarda yangın söndürücü ve ilk yardım setlerinin hazır bulundurulması da büyük önem arz etmektedir. Bu bağlamda, deneysel planlama aşamasında yalnızca bilimsel hedefler değil, pratik uygulama koşulları ve güvenlik riskleri de göz önünde bulundurulmalıdır. Aksi takdirde hem çalışma güvenliği hem de veri güvenilirliği riske girebilmektedir.

7. KAYNAKLAR

- Ahmad, R. (2018). The effect of chromium addition on fluidity, microstructure and mechanical properties of aluminum lm6 cast alloy. *Int J Mater Sci Res*, 1(1), 32-5.
- Ak, M., 2012, AA206 Alüminyum Döküm Alaşımında Empürite Demirin Mekanik Özelliklere Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, İstanbul.
- Al-Helal, K., Patel, J. B., ve Fan, Z. (2020). Fe-Rich intermetallic formation and mechanical properties of recycled AA6111 alloy strips produced by melt conditioning twin roll casting. *JOM*, 72(11), 3753-3759.
- Alim, B. (2017) . Tavlama sıcaklığı, basınç ve dış manyetik alanın şekil hafızalı nanoalaşımların x-ışını şiddet oranları ve valens elektron yapıları üzerine etkilerinin incelenmesi.
- AL-Saadı, H. I. A., ve Tunay, R. F. (2017). Suni Yaşlandırma İşleminin Alüminyum Alaşımının Sertliği Üzerine Etkisi. *Mühendislik Bilimleri ve Tasarım Dergisi*, 5(3), 525-532.
- Ammar, H. R., Samuel, A. M., ve Samuel, F. H. (2008). Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum–silicon casting alloys. *International Journal of Fatigue*, 30(6), 1024-1035.
- Ankara Alüminyum Sanayicileri Derneği, “Alüminyum Tarihçesi, Gelişimi, Mevcut Durumu ve Hedefleri”, <http://ankaraasad.org.tr/2011/06/1-turkiye-aluminyum-sempozyumu-13-mayis-2003/9/>, 2003.
- Arrabal, R., Mingo, B., Pardo, A., Mohedano, M., Matykina, E., Merino, M., ... ve Rivas, A. (2014). Microstructure and corrosion behaviour of A356 aluminium alloy modified with Nd. *Materials and Corrosion*, 66(6), 535–541.
- Asan, Y. E., ve Çolak, M. (2022). Modeling the Effect of Pour Height, Casting Temperature and Die Preheating Temperature on the Fluidity of Different Section Thicknesses in Permanent Mold Casting of Al12Si Alloys. *Erzincan University Journal of Science and Technology*, 15(Special Issue I), 14-27.
- Bakke, A. O., Nordmark, A., Arnberg, L., & Li, Y. (2020). Interfacial microstructure formation in A356/steel compound castings using metal coating. In *MATEC Web of Conferences* (Vol. 326, p. 06005). EDP Sciences.
- Balloy, D., Tissier, J. C., Giorgi, M. L., ve Briant, M. (2010). Corrosion mechanisms of steel and cast iron by molten aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41, 2366-2376.
- Banda, S. C. K., & van der Merwe, J. (2014). Effect of small additions of ruthenium on pitting corrosion resistance of LDX2101 duplex stainless steel. *Corrosion engineering, science and technology*, 49(1), 32-38.

- Behera, R., Chatterjee, D., ve Sutradhar, G. (2012). Effect of reinforcement particles on the fluidity and solidification behavior of the stir cast aluminum alloy metal matrix composites. *American Journal of Materials Science*, 2(3), 53-61.
- Belov, N. A. (2013). Quantitative analysis of the primary crystallization of iron-containing phases as applied to aluminum alloys of various doping systems. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 54, 300-306.
- Benetti, G. D., Jorge, A. M., Kiminami, C. S., Botta, W. J., ve Bolfarini, C. (2009). Effect of the addition of Mn on the tensile properties of a spray-formed and extruded Al-9Si-4Cu-1Fe alloy. In *Journal of Physics: Conference Series* (Vol. 144, No. 1, p. 012114). IOP Publishing.
- Berlanga-Labari, C., Biezma-Moraleda, M. V., ve Rivero, P. J. (2020). Corrosion of cast aluminum alloys: a review. *Metals*, 10(10), 1384.
- Bespalov, V. (2023). Influence of stepped annealing on the properties of conductor wire after ingotless rolling-extrusion and drawing of aluminum alloys containing zr, ce, la and fe. *JCTM*, 58(4), 788-797.
- Boinovich, L. B., Modin, E. B., Sayfutdinova, A. R., Emelyanenko, K. A., Vasiliev, A. L., ve Emelyanenko, A. M. (2017). Combination of functional nanoengineering and nanosecond laser texturing for design of superhydrophobic aluminum alloy with exceptional mechanical and chemical properties. *ACS nano*, 11(10), 10113-10123.
- Bolibruchová, D. and Richtárech, L. (2013). Effect of adding iron to the als17mg0.3 (en ac 42 100, a356) alloy. *Manufacturing Technology*, 13(3), 276-281.
- Bruna, M., ve Galčík, M. (2020). Numerical Simulation of Reoxidation Processes. In *MATEC Web of Conferences* (Vol. 328, p. 02007). EDP Sciences.
- Campbell, J. *Castings* Elsevier. 2003.
- Cao, X., ve Campbell, J. (2004). The solidification characteristics of Fe-rich intermetallics in Al-11.5 Si-0.4 Mg cast alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35, 1425-1435.
- Car, E., 2010. Birincil alüminyum üretim teknolojilerine genel bir bakış. *Metallurji*, 156, 37-48.
- Car, E., 2019, İkincil alüminyum üretimine genel bir bakış. *Metallurji*, 187, 25-37.
- Chen, C. M., ve Kovacevic, R. (2004). Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(11), 1205-1213.
- Chen, C., Wang, J., Shu, D., ve Sun, B. (2011). Removal of iron impurity from aluminum by electroslog refining. *Materials transactions*, 52(6), 1320-1323.

- Chen, Q., ve Griffiths, W. D. (2021). Modification of double oxide film defects with the addition of Mo to An Al-Si-Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 52, 502-516.
- Chen, S., ve Jiang, X. (2017). A review of modeling and control for aluminum extrusion. *Destech Transactions on Computer Science and Engineering*.
- Chen, Y. J. (2009). Relationship between ultrasonic characteristics and relative porosity in Al and Al-XSi alloys. *Materials Transactions*, 50(9), 2308-2313.
- Chen, Y. J. (2010). Ultrasonic evaluation of the quality of A356. 2 alloy by fluxing treatment. *Materials transactions*, 51(4), 803-809.
- Chen, Y. J., Huang, L. W., ve Shih, T. S. (2003). Diagnosis of oxide films by cavitation micro-jet impact. *Materials Transactions*, 44(2), 327-335.
- Chowwanonthapunya, T., ve Peeratatsuwan, C. (2022). The influence of Fe on grain refinement of recycled A356 alloy initially refined by Al-5Ti-1B master alloy. *Trends in Sciences*, 20(1), 6393.
- Dahle, A. K., Tøndel, P. A., Paradies, C. J., ve Arnberg, L. (1996). Effect of grain refinement on the fluidity of two commercial Al-Si foundry alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27, 2305-2313.
- Darvishi, A., Maleki, A., Atabaki, M. M., ve Zargami, M. (2012). The mutual effect of iron and manganese on microstructure and mechanical properties of aluminium-silicon alloy. *Metallurgical and Materials Engineering*.
- de Moraes, H. L., de Oliveira, J. R., Espinosa, D. C. R., ve Tenório, J. A. S. (2006). Removal of iron from molten recycled aluminum through intermediate phase filtration. *Materials transactions*, 47(7), 1731-1736.
- Deev, V. (2020). *Archives of foundry engineering.*
- Deng, J., Zhao, G., Lei, J., Zhong, L., ve Lei, Z. (2022). Research progress and challenges in laser-controlled cleaning of aluminum alloy surfaces. *Materials*, 15(16), 5469.
- Désilets, M., Marceau, D., ve Fafard, M. (2003). START-Cuve: Thermo-electro-mechanical transient simulation applied to electrical preheating of a Hall-Héroult cell. *TMS Light Metals*, 247-254.
- Dietrich, B. G., Becker, H., Smolka, M., Keßler, A., Leineweber, A., ve Wolf, G. (2017). Intermetallic sludge formation in Fe containing secondary Al-Si alloys influenced by Cr and Mn as preparative tool for metal melt filtration. *Advanced Engineering Materials*, 19(9), 1700161.
- Ding, M., Song, J., ve Honghui, L. (2014). Effect of pouring temperature on typical structure of thin-walled ZL105A alloy casting. *Materials and Manufacturing Processes*, 29(7), 853-863.

- Dinnis, C. M., Taylor, J. A., 2006, Dahle, A.K. Iron-related porosity in Al–Si–(Cu) foundry alloys , *Materials Science and Engineering*, A 425 (2006) 286–296.
- Divandari, M. ve Campbell, J., 2004, Oxide Film Characteristics of Al–7Si–Mg Alloy in Dynamic Conditions in Casting, *International Journal of Cast Metals Research*, 17(3):182–187.
- Durmuş, M., Yıldız, R., Tan, E., Çolak, M., ve Dışpınar, D. (2024). Investigation of the effect of Fe on flexural strength of A356 alloy. *International Journal of Metallic Materials*, 1–10.
- Fabris, R., Masi, G., & Bignozzi, M. C. (2024). Corrosion behavior of aluminum alloys in different alkaline environments: effect of alloying elements and anodization treatments. *Coatings*, 14(2), 240.
- Farina, M. E., Bell, P., Ferreira, C. R. F., ve Dedavid, B. A. (2017). Effects of solidification rate in the microstructure of Al-Si5Cu3 aluminum cast alloy. *Materials Research*, 20, 273–278.
- Felicelli, S. D., Wang, L., Pita, C. M., ve Escobar De Obaldia, E. (2009). A model for gas microporosity in aluminum and magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 40, 169–181.
- Ferraro, S., Fabrizi, A. and Timelli, G. , 2015, Evolution of sludge particles in secondary die-cast aluminum alloys as function of Fe, Mn and Cr contents, *Materials Chemistry and Physics*, 153, 168–179.
- Fu, Y., Hou, M., Yan, X., Hou, J., Luo, X., Shao, Z., ve Yi, B. (2007). Research progress of aluminium alloy endplates for PEMFCs. *Journal of Power Sources*, 166(2), 435–440.
- Gómez, P., Elduque, D., Sarasa, J., Pina, C., ve Javierre, C. (2016). Influence of composition on the environmental impact of a cast aluminum alloy. *Materials*, 9(6), 412.
- Gong, F. (2023). The effect of Fe content on the microstructure and tensile properties of friction-stir-welded joints in recycled cast aluminum alloy. *Materials*, 17(1), 64.
- Goto, I., Shirai, K., Ohyama, R., ve Kurosawa, K. (2022). Dissolution Mechanism of Intermetallic Layer by Iron Erosion in Aluminum-Based Molten Binary Alloys. *Materials Transactions*, 63(5), 730–739.
- Grjotheim, K., ve Welch, B. J. (1980). *Aluminium Smelter Technology: A Pure and Applied Approach*, Aluminium-Verlag.
- Gruzleski, J.E. and Closset, B.M., 1990, The treatment of liquid aluminum-silicon alloys, *American Foundrymen's Society*. Inc. Des Plaines, Illinois, USA, 1–35.
- Gumen, O., Selina, I., ve Kruzhkova, M. (2022). A study of the properties and development in technology for obtaining multi-component systems of particle reinforced aluminum and

- titanium alloys. Construction of Optimized Energy Potential Budownictwo o Zoptymalizowanym Potencjale Energetycznym, 11(1), 17-21.
- Güler, M. (2017). Alüminyum alaşımlarında inklüzyon çeşitleri ve önleyici faaliyetler. Metalurji, 184, 36-42.
- Gyarmati, G., Fegyverneki, G., Molnar, D., ve Tokár, M. (2019). The melt cleaning efficiency of different fluxes and their effect on the eutectic modification level of AlSi7MgCu alloy. Livarski vestnik, 66, 70-87.
- Haga, T., Ikawa, M., Watari, H., Suzuki, K., ve Kumai, S. (2005). High-speed twin roll casting of thin aluminum alloy strips containing Fe impurities. *Materials transactions*, 46(12), 2596-2601.
- Haga, T., Imamura, S., Watari, H., ve Nishida, S. (2020, September). Effect of Casting Conditions on Fluidity of Aluminum Alloy in Die Casting. In *International Conference on Leading Edge Manufacturing/Materials and Processing* (Vol. 83624, p. V001T05A013). American Society of Mechanical Engineers.
- Hal M., 2023,Düşük Ergime Sıcaklığına Sahip Eritkenlerin (Flaksların) Alüminyum Alaşımlarının Sıvı Metal Temizliğine Ve Akışkanlığına Etkisi, Yüksek Lisans Tezi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Han, Y. S. (2006, October). Effect of intermetallic phases on the mechanical properties of cast A356 alloy wheels. In *2006 International Forum on Strategic Technology* (pp. 338-341). IEEE.
- Hangai, Y., Utsunomiya, T., ve Hasegawa, M. (2010). Effect of tool rotating rate on foaming properties of porous aluminum fabricated by using friction stir processing. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2), 288-292.
- Han-Hua, W., Zeng-Sun, J., Bei-Yu, L., Feng-Rong, Y., ve Xian-Yi, L. (2003). Characterization of microarc oxidation process on aluminium alloy. *Chinese Physics Letters*, 20(10), 1815.
- Hattendorf, H., Hermse, C., ve IJzerman, R. (2019). The influence of alloying elements on metal dusting behavior of nickel chromium alloys and their statistical correlation. *Materials and Corrosion*, 70(8), 1385-1399.
- Holzschuh, G. G., Moraes, J. A. R., Garcia, S. B., Zanesco, I., de Cassia de Souza Schneider, R., ve Kipper, L. M. (2022). Sustainable applications for disposal of recycled aluminum: a systematic literature review using the SciMAT software. *Journal of Sustainable Metallurgy*, 8(3), 945-963.
- Holzschuh, G., Moraes, J., Garcia, S., Zanesco, I., Schneider, R., ve Kipper, L. (2022). Sustainable applications for disposal of recycled aluminum: a systematic literature review using the scimat software. *Journal of Sustainable Metallurgy*, 8(3), 945-963.

- Huang, C. M., ve Zeng, J. M. (2011). Study on hydrogen fluctuations in aluminum melt under CAP process. *Advanced Materials Research*, 146-147, 1859-1862.
- Jakse, N., ve Pasturel, A. (2013). Liquid Aluminum: Atomic diffusion and viscosity from ab initio molecular dynamics. *Scientific reports*, 3(1), 3135.
- Jatimurti, W., Alexander, B., ve Toto Wibisono, A. (2019). Effect of degassing time and cooling rate on microstructure and porosity of aluminum 6061 alloy using sand casting method. In *Materials Science Forum*, 964, 124-129.
- Karaca, E., ve Alkan, E. (2021). Endüstride yaygın olarak kullanılan asit çözeltileri içinde AA5754 yüzeyinin ve korozyon davranışının incelenmesi. *Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 8(2), 978-989.
- Karakaş, S. N., ve Küden, C. (2022). Farklı polisaj sistemlerinin yeni alkasit restoratif materyalin renk değişimine etkisinin değerlendirilmesi. *Sağlık Bilimlerinde Değer*, 12(3), 411-416.
- Kasai, H., Morisada, Y., ve Fujii, H. (2015). Dissimilar FSW of immiscible materials: steel/magnesium. *Materials Science and Engineering: A*, 624, 250-255.
- Kaufman, J. G., ve Rooy, E. L. (2004). Aluminum Alloy Properties , Processes , and Applications. *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications* (ss. 1–65).
- Keskin, M. E. (2025). Alüminyum alaşımlarının dökümünde kullanılan sıvı metal temizleme yöntemlerinin karşılaştırılması (Yüksek lisans tezi, Bayburt Üniversitesi, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı).
- Khalifa, W., Samuel, F. H., ve Gruzleski, J. E. (2003). Iron intermetallic phases in the Al corner of the Al-Si-Fe system. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34, 807-825.
- Kim, H. Y., Han, S. W., ve Lee, H. M. (2006). The influence of Mn and Cr on the tensile properties of A356–0.20 Fe alloy. *Materials Letters*, 60(15), 1880-1883.
- Kuchariková, L., Tillová, E., Chalupová, M., Uhrčík, M., Pastierovičová, L., ve Belan, J. (2023, April). The Fractographic Analysis of Tensile and Fatigue Fracture Surfaces in Secondary A356 Aluminum Alloy with a Higher Concentration of Iron. In *Defect and Diffusion Forum* (Vol. 422, pp. 15-20). Trans Tech Publications Ltd.
- Kuo, Y. S. (2011). Effects of solidification time on porosity content in A201 aluminum alloy castings. *Advanced Materials Research*, 311, 648-652.
- Lazaro-Nebreda, J., Patel, J. B., Lordan, E., Zhang, Y., Karakulak, E., Al-Helal, K., ... ve Fan, Z. (2022). Degassing of aluminum alloy melts by high shear melt conditioning technology: An overview. *Metals*, 12(10), 1772.

- Lazaro-Nebreda, J., Patel, J. B., Lordan, E., Zhang, Y., Karakulak, E., Al-Helal, K., ... ve Fan, Z. (2022). Degassing of Aluminum Alloy Melts by High Shear Melt Conditioning Technology: An Overview. *Metals*, 12(10), 1772.
- Lebon, G. S., Pericleous, K., Tzanakis, I., ve Eskin, D. G. (2015). Dynamics of two interacting hydrogen bubbles in liquid aluminum under the influence of a strong acoustic field. *Physical Review E*, 92(4), 043004.
- Li, L., Li, D., Feng, J., Zhang, Y., ve Kang, Y. (2020). Effect of cooling rates on the microstructure and mechanical property of La modified Al7SiMg alloys processed by gravity die casting and semi-solid die casting. *Metals*, 10(4), 549.
- Linder, J., Arvidsson, A., ve Kron, J. (2006). The influence of porosity on the fatigue strength of high-pressure die cast aluminium. *Fatigue ve Fracture of Engineering Materials ve Structures*, 29(5), 357-363.
- Liu, S., Hu, A., Hu, H., Nie, X., ve Kar, N. (2022). Potential al-fe cast alloys for motor applications in electric vehicles: an overview. *Key Engineering Materials*, 923, 3-19.
- Liu, Y., Liu, M., Luo, L., Wang, J., ve Liu, C. (2014). The solidification behavior of AA2618 aluminum alloy and the influence of cooling rate. *Materials*, 7(12), 7875-7890.
- Lu, G., Huang, P., Yan, Q., Xu, P., Pan, F., Zhan, H., ve Chen, Y. (2020). Optimizing the microstructure and mechanical properties of vacuum counter-pressure casting ZL114A aluminum alloy via ultrasonic treatment. *Materials*, 13(19), 4232.
- Lu, H., Hou, Z., Ma, M., ve Lu, G. (2017). Effect of Fe-content on the mechanical properties of recycled Al alloys during hot compression. *Metals*, 7(7), 262.
- Lu, L., ve Dahle, A. K. (2005). Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys. *Metallurgical and materials transactions A*, 36, 819-835.
- Maryani, E., ve Purba, H. H. (2021). Analysis of aluminium alloy wheels product quality improvement through DMAIC method in casting process: A case study of the wheel manufacturing industry in Indonesia. *Journal Européen des Systèmes Automatisés*, 54(1), 55-62.
- Masahashi, N., Komatsu, K., Kimura, G., Watanabe, S., & Hanada, S. (2005, August). Fabrications and corrosion resistance of iron-aluminum alloy/high carbon steel composites prepared by clad rolling. In *Materials Science Forum* (Vol. 502, pp. 379-384). Trans Tech Publications Ltd.
- Mbuya, T. O., Odera, B. O., ve Ng'ang'a, S. P. (2003). Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: literature review. *International Journal of Cast Metals Research*, 16(5), 451-465.

- Merlab, Odtü. (2023). Yüksek Çözünürlüklü Transmisyon Elektron Mikroskobu (RTEM), <https://merlab.metu.edu.tr/tr/yuksekozunurluklu-transmisyon-elektron-mikroskobu-rtem>
- Meroueh, L., Eagar, T. W., ve Hart, D. P. (2020). Effects of Mg and Si doping on hydrogen generation via reduction of aluminum alloys in water. *ACS Applied Energy Materials*, 3(2), 1860-1868.
- Meshram, A., Jha, R. and Varghese, S., 2021, Towards recycling: Understanding the modern approach to recover waste aluminium dross,” *Mater. Today Proc.*, vol. 46, pp. 1487–1491.
- Mohamed, A. M. A., Samuel, F. H., Samuel, A. M., Doty, H. W., ve Valtierra, S. (2008). Influence of tin addition on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg and Al-Si-Mg casting alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39, 490-501.
- Mohan, D. G., Tomków, J., ve Karganroudi, S. S. (2022). Laser welding of UNS S33207 hyperduplex stainless steel to 6061 aluminum alloy using high entropy alloy as a filler material. *Applied Sciences*, 12(6), 2849.
- Mostafaei, A., Stevens, E. L., Hughes, E. T., Biery, S. D., Hilla, C., ve Chmielus, M. (2016). Powder bed binder jet printed alloy 625: Densification, microstructure and mechanical properties. *Materials ve Design*, 108, 126-135.
- Mugica, G. W., Tovio, D. O., Cuyas, J. C., ve González, A. C. (2004). Effect of porosity on the tensile properties of low ductility aluminum alloys. *Materials Research*, 7(2), 221-229.
- Muşdal, E. ,2018, Alüminyum-Silisyum Alaşımlarında Demir İntermetaliklerin Etkisi. Yüksek Lisans Tezi,İstanbul Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı.
- Nascimento, M. S., Santos, G. A. D., Teram, R., Santos, V. T. D., Silva, M. R. D., ve Couto, A. A. (2019). Effects of thermal variables of solidification on the microstructure, hardness, and microhardness of Cu-Al-Ni-Fe alloys. *Materials*, 12(8), 1267.
- Ni, H., Sun, B., Jiang, H., ve Ding, W. (2003). Effects of rotating impeller degassing on microstructure and mechanical properties of the A356 scraps. *Materials Science and Engineering: A*, 352(1-2), 294-299.
- Niu, G., Wang, Y., Zhu, L., Ye, J., ve Mao, J. (2022). Fluidity of casting Al–Si series alloys for automotive light-weighting: a systematic review. *Materials Science and Technology*, 38(13), 902-911.
- Novák, P., ve Nová, K. (2019). Oxidation Behavior of Fe–Al, Fe–Si and Fe–Al–Si Intermetallics. *Materials*, 12(11), 1748.

- Nunes, H., Emadinia, O., Soares, R., Vieira, M. F., ve Reis, A. (2023). Adding value to secondary aluminum casting alloys: a review on trends and achievements. *Materials*, 16(3), 895.
- Ortiz, A., Ruíz-García, A., Genesca, J., & Montoya, R. (2021). Experimental study of the evolution of acid fronts during galvanic corrosion of the CS/AA6063 and CS/AA7075 systems. *ECS Transactions*, 101(1), 367.
- Öztürk, M. Kullanılmış alüminyum malzemelerin geri kazanılması. Çevre ve Orman Bakanlığı.2005.
- PAÜ İLTAM. (2023). FESEM cihazı, <https://www.pau.edu.tr/iltam/tr/sayfa/fesem-cihazı>
- Podaril, M., Prášil, T., Majernik, J., Kampf, R., Socha, L., Gryc, K., ve Gráf, M. (2022). Aluminum melt degassing process evaluation depending on the design and the degree of the FDU unit graphite rotor wear. *Materials*, 15(14), 4924.
- Podprocká, R. ve Bolibruchová, 2018, D. Effect of Manganese and Iron Content on Morphology of Iron Intermetallic Phases in AlSi7Mg0.3 Alloy, *Archives of Foundry Engineering*, 18, 95-99.
- Pramod, S. L., Rao, A. P., Murty, B. S., ve Bakshi, S. R. (2016). Effect of Sc addition and T6 aging treatment on the microstructure modification and mechanical properties of A356 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 674, 438-450.
- Prukkanon, W., Srisukhumbowornchai, N., ve Limmaneevichitr, C. (2009). Influence of Sc modification on the fluidity of an A356 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 487(1-2), 453-457.
- Puga, H., Teixeira, J., Barbosa, J., Seabra, E., Ribeiro, S., ve Prokic, M. (2009). The combined effect of melt stirring and ultrasonic agitation on the degassing efficiency of AlSi9Cu3 alloy. *Materials Letters*, 63(24-25), 2089-2092.
- Que, Z., Wang, Y., Mendis, C. L., Fang, C., Xia, J., Zhou, X., ve Fan, Z. (2022). Understanding Fe-containing intermetallic compounds in Al alloys: An overview of recent advances from the LiME research hub. *Metals*, 12(10), 1677.
- Que, Z., Wang, Y., ve Fan, Z. (2018). Formation of the Fe-containing intermetallic compounds during solidification of Al-5Mg-2Si-0.7 Mn-1.1 Fe alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49, 2173-2181.
- Rabeeh, B. M. (2010, May). Engineering Of Hybrid Composite/Intermetallic Al-Fe-Si Fibers For Structural Materials Applications. In *The International Conference on Applied Mechanics and Mechanical Engineering* (Vol. 14, No. 14th International Conference on Applied Mechanics and Mechanical Engineering., pp. 1-13). Military Technical College.
- Rai, V. P., ve Upadhyay, V. (2020). Redesigning of Current Carrying Conductor—The Energy Reduction Initiative in Low Amperage Hall-Héroult Cell. In *Light Metals 2020* (pp. 1283-1290). Springer International Publishing.

- Raja, K. S., Raja, V. B., Vignesh, K. R., & Rao, S. R. (2015). Effect of steel slag on the impact strength of aluminium metal matrix composite. *Applied Mechanics and Materials*, 766, 240-245.
- Raja, S., K. S., Raja, B. V. K., & Gupta, M. (2019). Using anthropogenic waste (steel slag) to enhance mechanical and wear properties of a commercial aluminium alloy A356. *Archives of Metallurgy and Materials*, 64(1).
- Rajesh, P. V., Gupta, K. K., Čep, R., Ramachandran, M., Kouřil, K., ve Kalita, K. (2022). Optimizing friction stir welding of dissimilar grades of aluminum alloy using WASPAS. *Materials*, 15(5), 1715.
- Ran, G., Zhou, J. E., ve Wang, Q. G. (2008). Precipitates and tensile fracture mechanism in a sand cast A356 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 207(1 3), 46-52.
- Ravi, K. R., Pillai, R. M., Amaranathan, K. R., Pai, B. C., ve Chakraborty, M. (2008). Fluidity of aluminum alloys and composites: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 456(1-2), 201-210.
- Ren, Y., Ma, W., Wei, K., Yu, W., Dai, Y., ve Morita, K. (2014). Degassing of aluminum alloys via the electromagnetic directional solidification. *Vacuum*, 109, 82-85.
- Saito, Y., Umeshita, H., Ogura, T., & Hirose, A. (2009). Effects of Alloying Copper and Silicon on the Bondability of Dissimilar Metal Joints of Aluminum Alloys to Steel. *Quarterly Journal Of The Japan Welding Society*, 27(2), 187s-191s.
- Samuel, F. H., Samuel, A. M., Ouellet, P., ve Doty, H. W. (1998). Effect of Mg and Sr additions on the formation of intermetallics in Al-6 wt pct Si-3.5 wt pct Cu-(0.45) to (0.8) wt pct Fe 319-type alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29, 2871-2884.
- Sanatizadeh, E., Das, S., ve Kordijazi, A. (2019). Influence of Aluminum and Silicon as Alloying Elements on Formation of Intermetallic Phase, Microstructure and Wear Resistance of Gray Cast Iron.
- San-Martin, A., ve Manchester, F. D. (1992). The al-h (aluminum-hydrogen) system. *Journal of phase equilibria*, 13, 17-21.
- Sasaki, T., Yakou, T., Mochiduki, K., ve Ichinose, K. (2005). Effects of carbon contents in steels on alloy layer growth during hot-dip aluminum coating. *ISIJ international*, 45(12), 1887-1892.
- Savaş, Ö. (2005). Alüminyum-silisyum döküm alaşımlarında mikro porozite oluşumuna etki eden faktörlerin incelenmesi (Doctoral dissertation, Sakarya Üniversitesi (Turkey)).
- Savaş, Ö., ve Demirok, Ö. F. (2020). Fonksiyonel derecelendirilmiş TiB₂/Al kompozitlerin üretimi üzerine bir çalışma. *Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi*, 8(3), 1829-1839.

- Scharf, C., ve Ditze, A. (2007). Iron pickup of AZ91 and AS31 magnesium melts in steel crucibles. *Advanced Engineering Materials*, 9(7), 566-571.
- Shabestari, S. G. (2004). The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum–silicon alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 383(2), 289-298.
- Shao, L., Shi, Y., Huang, J. K., ve Wu, S. J. (2015). Effect of joining parameters on microstructure of dissimilar metal joints between aluminum and galvanized steel. *Materials ve Design*, 66, 453-458.
- Shevchenko, M. A., Ivanov, M. I., Berezutski, V. V., Kudin, V. G., ve Sudavtsova, V. S. (2015). Thermodynamic properties of alloys of the Co-Sc and Co-Y systems. *Russian Journal of Physical Chemistry A*, 89, 931-940.
- Singh, S. S., Guo, E., Xie, H., ve Chawla, N. (2015). Mechanical properties of intermetallic inclusions in Al 7075 alloys by micropillar compression. *Intermetallics*, 62, 69-75.
- Singh, S. S., Schwartzstein, C., Williams, J. J., Xiao, X., De Carlo, F., ve Chawla, N. (2014). 3D microstructural characterization and mechanical properties of constituent particles in Al 7075 alloys using X-ray synchrotron tomography and nanoindentation. *Journal of Alloys and Compounds*, 602, 163-174.
- Solé, A., Miró, L., Barreneche, C., Martorell, I., & Cabeza, L. F. (2015). Corrosion of metals and salt hydrates used for thermochemical energy storage. *Renewable Energy*, 75, 519-523.
- Song, J., Park, J., Jeong, B., ve Ahn, Y. (2012). Fatigue behaviour of a356 aluminium alloy for automotive wheels. *International Journal of Cast Metals Research*, 25(1), 26-30.
- Song, L., Liu, H., Nie, S., Yu, B., Wang, S., Liu, Z., ... ve Li, R. (2019). Microstructure and fracture behavior of al-si-mg alloy prepared with recycled alloy. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 50(4), 462-470.
- Suryadarma, E. H. E., Ai, T. J., Bawono, B., ve Siswantoro, A. T. (2022). Improving bimetal bond quality between cast steel and aluminum alloys using response surface methodology. *International Journal of Metalcasting*, 1-10.
- Švecová, I., Tillová, E., ve Kuchariková, L. (2017). Structural analysis of iron based intermetallic phases in secondary AlSi6Cu4 cast alloy. *Production Engineering Archives*, 15(15), 3-6.
- Syukron, M., Hussein, Z., ve Anasyida, A. (2019). Wear resistance of pre-ECAP annealing A356 Al alloy with 1.5 wt.% TiB₂. *Materials Science Forum*, 961, 118–125.
- Tabereaux, A. T., ve Peterson, R. D. (2014). Aluminum Production. S. Seetharaman (Ed.), *Treatise on Process Metallurgy*, 3, 839-917. Elsevier.

- Taghaddos, E., Hejazi, M. M., Taghiabadi, R., ve Shabestari, S. G. (2009). Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 468(1-2), 539-545.
- Takahashi, N., Takada, Y., & Okuno, O. (2008). Galvanic corrosion between dental precious alloys and magnetic stainless steels used for dental magnetic attachments. *Dental materials journal*, 27(2), 237-242.
- Tan, E., Dıspınar, D., Güner, A. T., ve Atlıhan, G. (2022). Sıcak yırtılmanın alüminyum alaşımlarının metal kalitesine etkisinin incelenmesi ve alaşımların titreşim karakteristiğinin belirlenmesi. *Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi*, 10(3), 1186-1200.
- Taylor, J. A. (2004, October). The effect of iron in Al-Si casting alloys. In 35th Australian foundry institute national conference (Vol. 31, pp. 148-157). Adelaide, South Australia: Australian Foundry Institute (AFI).
- Taylor, J. A. (2012). Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. *Procedia Materials Science*, 1, 19-33.
- Taylor, J. A., Schaffer, G. B., ve StJohn, D. H. (1999). The role of iron in the formation of porosity in Al-Si-Cu-based casting alloys: Part I. Initial experimental observations. *Metallurgical and Materials transactions A*, 30, 1643-1650.
- Tillová, E., Chalupová, M., Borko, K., ve Kuchariková, L. (2016). Changes of fracture surface in recycled A356 cast alloy. *Materials Today: Proceedings*, 3(4), 1183-1188.
- Timelli, G., ve Bonollo, F. (2007). Fluidity of aluminium die castings alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 20(6), 304-311.
- Tokatlı, M. (2022). Sıvı metal kalitesinin K-mold tekniği ile tayini ve çekinti üzerine etkisi (Yüksek lisans tezi). Yükseköğretim Kurulu Ulusal Tez Merkezi'nden edinilmiştir. (Tez No. 710628)
- Tokuda, K., Kumai, S., Ishihara, A., ve Suzuki, K. (2006). Influences of iron content and solidification rate on mechanical properties of 6022 base aluminium alloys. *Materials Science Forum*, 519-521, 1889-1894.
- Töre, C. (2012). Mekanik Tasarımda Alüminyum ve Özellikleri, Makine Mühendisleri Odası, Ankara.
- Tunçay, T., ve Bayoğlu, S. (2017). The effect of iron content on microstructure and mechanical properties of A356 cast alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 48, 794-804.
- Vanko, B., Stancek, L., Ceretka, M., Sedláček, E., ve Moravčík, R. (2015). Properties of EN AW-2024 wrought aluminum alloy after casting with crystallization under pressure. *Scientific Proceedings. Faculty of Mechanical Engineering, Slovak University of Technology in Bratislava*, 23(1), 58.

- Vanko, B., Stancek, L., Ceretka, M., Sedláček, E., ve Moravčík, R. (2015). Properties of EN AW-2024 wrought aluminum alloy after casting with crystallization under pressure. *Scientific Proceedings. Faculty of Mechanical Engineering, Slovak University of Technology in Bratislava*, 23(1), 58.
- Votano, J., Parham, M. and Hall, L. (2004). Handbook of aluminum Volume 2 alloy production and material manufacturing, *Chem.*, vol. 59, pp. 1–731.
- Walton, J. W., Rice, L., McFall-Boegeman, S., & Swain, G. M. (2022). The Electrochemical behavior of as-prepared aluminum alloy A360 produced by selective laser melting fabrication with and without a trivalent chromium process conversion coating. *Journal of the Electrochemical Society*, 169(12), 121501.
- Wang, H., Yu, Z., Wang, Z., Hao, H., Chen, Y., ve Wan, P. (2011). Preparation of a preplated bismuth film on Pt electrode and its application for determination of trace aluminum (III) by adsorptive stripping voltammetry. *Electroanalysis*, 23(5), 1095-1099.
- Wang, N., Yamaguchi, T., & Nishio, K. (2013). Interfacial Microstructure and Strength of Aluminum Alloys/Steel Spot Welded Joints. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, 77(7), 259–267.
- Wang, Q., Li, X., ve Zhang, G. (2020). Study of corrosion mechanism of cast iron in molten aluminum. *Materials Research Express*, 7(1), 016533.
- Wang, X., Guo, Y., Xiao, P., Liu, Z., ve Zhu, L. (2023). Numerical simulation of shrinkage porosity defect in billet continuous casting. *High Temperature Materials and Processes*, 42(1), 20220246.
- Watanabe, T., Sakuyama, H., ve Yanagisawa, A. (2009). Ultrasonic welding between mild steel sheet and Al–Mg alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(15-16), 5475-5480.
- Wu, R., Sun, B., Shu, D., ve Wang, J. (2008). Study of hydrogen absorption of aluminum melt. *International Journal of Materials Research*, 99(2), 212-215.
- Wu, Y., Yan, H., Wang, J., Zheng, J., Na, X., ve Wang, X. (2024). Research on online monitoring technology and filtration process of inclusions in aluminum melt. *Sensors*, 24(9), 2757.
- Xu, Z. B., Zou, Y. Z., Gu, H., ve Zeng, J. M. (2007). Investigations on hydrogen content change in melt aluminum during casting under adjusted pressure. *Key Engineering Materials*, 353, 3059-3062.
- Yağcıgil, H., “Alüminyum Mamulleri Sanayi”, Türkiye İş Bankası A.Ş. Genel Müdürlük, İktisadi Araştırma ve Planlama Müdürlüğü, 1997
- Yahya, N., Al Habashi, R. M., Koziol, K., Borkowski, R. D., Akhtar, M. N., Kashif, M., ve Hashim, M. (2011). Morphology and magnetic characterisation of aluminium substituted

- yttrium-iron garnet nanoparticles prepared using sol gel technique. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 11(3), 2652-2656.
- Yan, Q. S., Lu, G., Luo, G. M., Xiong, B. W., ve Zheng, Q. Q. (2018). Effect of synergistic action of ultrasonic vibration and solidification pressure on tensile properties of vacuum counter-pressure casting aluminum alloy. *China Foundry*, 15, 411-417.
- Yang, H., Ji, S., ve Fan, Z. (2015). Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al–Si–Cu alloys. *Materials ve Design*, 85, 823-832.
- Yao, X., Li, C., Wen, L., Li, D., Huang, F., Cai, S., ... & Jin, Y. (2024). Long-Term Corrosion Behavior Study of Aluminum-Alloy/Stainless-Steel Inertia Friction–Welded Tank Storing N2O4. *steel research international*, 95(1), 2300185.
- Yılmaz, H., ve Kocabas, M. (2019). Saf alüminyuma uygulanan iki aşamalı anodik oksidasyon işleminde por genişletme süresinin oksit porlar üzerindeki etkilerinin incelenmesi. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi*, 17, 38-44.
- Yim, C. D., You, B. S., Jang, R. S., ve Lim, S. G. (2006). Effects of melt temperature and mold preheating temperature on the fluidity of Ca containing AZ31 alloys. *Journal of materials science*, 41, 2347-2350.
- Yüksel, Ç., 2016, Alüminyum alaşımlarının sıvı metal kalitesinin artırılması, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul, TÜRKİYE.
- Zhang, B., Cockcroft, S. L., Majjer, D. M., Zhu, J. D., ve Phillion, A. B. (2005). Casting defects in low-pressure die-cast aluminum alloy wheels. *Jom*, 57, 36-43.
- Zhang, G., Wang, Z., Niu, J., Xu, H., ve Ren, X. (2021). Enhanced fluidity of ZL205A alloy with the combined addition of Al–Ti–C and La. *Materials*, 14(20), 6169.
- Zhang, L., Xiaoshu, K. A. N. G., ve Zhong, B. (2020). Effects of Si Content on Microstructure and Mechanical Properties of 8079 Aluminum Alloy. *Research and Application of Materials Science*, 2(1).
- Zhang, Q., Cao, M., Zhang, D., Zhang, S., ve Sun, J. (2014). Research on integrated casting and forging process of aluminum automobile wheel. *Advances in Mechanical Engineering*, 6, 870182.
- Zhang, R., Li, L., Chen, Y., Feng, J., Li, C., Zhao, X., ... ve Zhang, Y. (2023, July). Effect of Intensification Pressure on Eutectic Si Segregation of Al-12Si-1Cu Alloy in Squeeze Casting. In *Journal of Physics: Conference Series* (Vol. 2541, No. 1, p. 012059). IOP Publishing.
- Zhang, W., Sun, D., Han, L., Gao, W., ve Qiu, X. (2011). Characterization of intermetallic compounds in dissimilar material resistance spot welded joint of high strength steel and aluminum alloy. *Isij International*, 51(11), 1870-1877.

- Zhao, Z. and Fan, Z. (2014). Influence on the microstructures and properties of a356 with vibration pressure in lost form casting. *Applied Mechanics and Materials*, 685, 7-10.
- Zhou, P., Wang, D., Liu, S., Wang, R., Zhang, H., Li, X., ve Nagaumi, H. (2021). New Strategy to Improve the Mechanical Properties in Cast Al–Mg–Fe Alloys by the Formation of Al–AlFe Eutectic. *Advanced Engineering Materials*, 23(5), 2001460.
- Zhu, Q. F., Meng, Y., Kang, Y. L., Kong, S. P., Ou, Y. P., ve Zuo, Y. B. (2019). Effect of cooling rate on morphology and type of vanadium-containing phases in Al-10V master alloy. *China Foundry*, 16(5), 300-306.
- Zhu, X., Jones, J. W., ve Allison, J. E. (2008). Effect of frequency, environment, and temperature on fatigue behavior of E319 cast aluminum alloy: Stress-controlled fatigue life response. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39, 2681-2688.
- Zhua, H., Zhang, X., Couper, M. J. and Arne K., 2009,DahleaEffect of primary intermetallic particles on surface microstructure and appearance of aluminium extrusions, *Materials Chemistry and Physics*, 113, 401–406.